

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ  
НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ  
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

НУРАДІНОВ ІБРАГІМ АБДІЙОВИЧ

УДК 669.715:621.771.07:620.17

ДИСЕРТАЦІЯ  
**ВАЛКОВА РОЗЛИВКА ВИСОКОМІЦНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ  
ДЛЯ ОДЕРЖАННЯ ПРОКАТУ З ПІДВИЩЕНИМИ МЕХАНІЧНИМИ  
ВЛАСТИВОСТЯМИ**

Спеціальність 136 – Металургія

13 – Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

\_\_\_\_\_ І.А. Нурадінов

Науковий керівник – Ноговіцин Олексій Володимирович, д.т.н., с.н.с.

Київ – 2024

## АНОТАЦІЯ

*Нурадінєв І.А.* Валкова розливка високоміцних алюмінієвих сплавів для одержання прокату з підвищеними механічними властивостями – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 «Металургія» (13 – Механічна інженерія). – Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, 2024.

Дисертаційна робота присвячена вирішенню науково-технічної проблеми виробництва листового прокату з високоміцних термічно зміцнюваних алюмінієвих сплавів шляхом їх валкової розливки-прокатки, розробленню науково-методичних підходів та практичних рекомендацій щодо її реалізації.

Робота містить аналітичний огляд наукових джерел за тематикою дисертаційного дослідження щодо стану і тенденцій розвитку сучасних промислових технологій, що використовуються для виробництва листового металопрокату. Аналіз сучасних вітчизняних та закордонних досліджень щодо отримання листової металопродукції з алюмінієвих сплавів, що термічно зміцнюються, показав особливу актуальність цієї проблеми для таких галузей, як ракетобудування та авіація. Показано, що однією з перспективних технологій виробництва листового металопрокату з таких сплавів є їх валкова розливка-прокатка, яка дозволяє гармонізувати роботу всіх металургійних агрегатів вздовж технологічного ланцюжка та знизити супутні енергетичні та капітальні витрати. Відзначено причину відсутності у світі технології беззливкової розливки-прокатки листів із зазначених матеріалів дотепер, яка полягає у дуже широкому інтервалі кристалізації ( $\geq 130^{\circ}\text{C}$ ) алюмінієвих сплавів цих систем (Al–Cu та Al–Zn).

На основі виконаного аналізу літературних даних обґрунтовано доцільність проведення теоретичних та експериментальних досліджень з розробки наукових

та технологічних основ беззливкової розливки-прокатки високоміцних термічно зміцнюваних алюмінієвих сплавів.

В роботі для проведення досліджень використано широкий спектр матеріалів та методик. Як металеві матеріали використані алюмінієві сплави АД35, АМг5 і В95. Вони є найбільш поширеними представниками деформованих алюмінієвих сплавів, що зміцнюються за допомогою термічної обробки. Як модельні матеріали при фізичному моделюванні використано прозоре органічне середовище камфен ( $C_{10}H_{16}$ ) і звичайна вода. Для проведення відповідних розрахунків та аналізу процесів, що відбуваються при випробуваннях, також наведено їх хімічний склад, фізичні характеристики та температури фазових перетворень досліджуваних матеріалів.

Загальна методологічна структура роботи полягала у проведенні досліджень за наступною схемою: математичне та фізичне моделювання процесів валкової розливки (тепло-масообмінні процеси, формування структури листової заготовки тощо) з наступною експериментальною перевіркою адекватності результатів моделювання при реальному валковому розливанні досліджуваних алюмінієвих сплавів на лабораторній установці.

Математичне моделювання тепло- масообмінних процесів при валкової розливці дослідних алюмінієвих сплавів проводили у комп'ютерній програмі ProCAST. Вихідними даними для математичного моделювання були геометричні розміри валкового кристалізатора (діаметр та ширина валків), товщина заготовок, хімічні склади досліджуваних алюмінієвих сплавів, температура та швидкість їх розливки.

Фізичне моделювання процесів валкової розливки досліджуваних алюмінієвих сплавів проводилося на основі теорії подоби, за допомогою якої зрештою визначалися перехідні коефіцієнти (тобто масштаби моделювання). Формування литих металургійних заготовок супроводжується виключно складною взаємодією різних процесів (тепло- та масообміну, кристалізації тощо)

і для їх порівняльної оцінки використовують безрозмірні величини, які називаються критеріями подоби. Тому щодо фізичного моделювання якогось реального процесу з натурного об'єкта необхідно забезпечувати ідентичність відповідного цьому процесу критерію подібності (наприклад, критерій Рейнольдса  $Re$  – для забезпечення ідентичності руху однорідного потоку; критерій Нуссельта  $Nu$  – для забезпечення ідентичності теплообміну тощо), що нами і було зроблено під час проведення цих досліджень.

Проблема отримання якісної листової заготовки заданої товщини методом валкової розливки металів пов'язана з тим, що формування таких заготовок відбувається миттєво (за частки секунд) і супроводжується виключно складною взаємодією тепло-масообмінних процесів. Тому ці процеси нами вивчались за допомогою чисельних розрахунків у комп'ютерній програмі ProCAST. Математичним моделюванням тепло- масообмінних процесів для досліджуваних сплавів визначено розподіл температурних полів та ступеня кристалізації розплаву за поперечним перерізом валків для різних швидкостей розливки ( $0,3 \div 1,2$  м/с) і товщин заготовок ( $2 \div 4$  мм) у двох варіантах: без урахування та з урахуванням гідродинаміки металу в рідкій лунці.

В результаті обчислювальних експериментів для всіх досліджених алюмінієвих сплавів В95, АМг5 і АД35 вперше отримані рівняння для визначення швидкостей розливки виду  $V=f(\delta, \beta, R, \Delta t)$  при заданих технологічних параметрах процесу: товщина заготовок ( $\delta = 2 \div 4$  мм), кут меніска ( $\beta = 10 \div 33$  град.), радіус валка ( $R = 200 \div 400$  мм); температура перегріву розплаву ( $\Delta t = 10 \div 60$  °С). Розрахункові значення швидкостей розливки забезпечили отримання якісних листових заготовок заданої товщини на лабораторній установці та показали високу адекватність із реальними значеннями швидкостей розливання даних сплавів.

Враховуючи непрозорість металевих сплавів, вплив тепло- масообмінних процесів у валковому кристалізаторі на формування структури листових

заготовок вивчено методом фізичного моделювання на прозорому органічному середовищі – камфені. При цьому визначено оптимальні параметри цих процесів, при яких забезпечується формування якісної листової заготовки.

Доведено, що ефективність теплової роботи валкового кристалізатора (тобто інтенсивність теплообміну між розплавом металу і валком-кристалізатором) є головним фактором, який лімітує процес кристалізації та швидкість розливки металу. В зв'язку з цим розглянуто можливість керування тепловідведенням від металу, що твердне, до води, яка охолоджує валковий кристалізатор. Як важелі для керування теплообмінними процесами у валковому кристалізаторі були застосовані: швидкість руху води в закритих каналах валків-кристалізаторів, збільшення площі поверхонь теплообміну валків, а також нанесення штучної шорсткості на внутрішніх поверхнях валків, що контактують з водою. Встановлено, що найвища ефективність теплової роботи валкового кристалізатора забезпечується при нанесенні шорсткості на бандажах валків. За інших рівних умов кількість тепла, що відводиться у валковому кристалізаторі, при цьому збільшується до 45%.

Запропоновано механізм підвищення інтенсивності тепловідведення в кристалізаторі з шорсткістю поверхні теплообміну, яка полягає у зміні характеру руху пристінкового підшару потоку. Під час набігання потоку теплоносія на виступ за ним утворюється вихор, який руйнує ламінарний підшар повністю або зменшує його за товщиною, внаслідок чого тепловідведення теплопровідністю змінюється на тепловідведення конвекцією. Поряд з інтенсифікацією тепловідведення, шорсткість, завдяки турбулізації пристінкового прошарку потоку, істотно знижує ймовірність утворення накипу на теплообмінній поверхні, а, відповідно, збільшує періоди профілактичного обслуговування кристалізаторів.

При вивченні формування структури листової заготовки з камфену наочно показано про важливість забезпечення однакових товщин кірок на поверхнях

валків при вході в зону прокатки. Зумовлено це тим, що при однаковій товщині кірок у даній зоні прокатки забезпечується ідентичність їх деформацій, внаслідок чого відбувається рівномірний розподіл деформаційних та термічних напружень із перерізу заготовок. А нерівномірність напруг, як відомо, є основною причиною виникнення головного дефекту у таких заготовках – поверхневих тріщин. Встановлено, що товщина заготовок при виході з валків на 15-25% менше сумарної товщини кірок на валках і що за рахунок деформації цих кірок відбувається трансформація грубої первинної їх будови у дрібнозернисту структуру заготовки на виході із зони прокатки.

Експериментально на лабораторній установці по валковому розливанню металів отримані листові заготовки невеликої товщини із усіх досліджуваних алюмінієвих сплавів. Для всіх досліджуваних сплавів практично перевірено відповідність розрахункових швидкостей їх розливки, визначені математичним моделюванням, реальним значенням, при яких отримані якісні листові заготовки завтовшки до 4 мм та шириною до 400 мм. Доведено, що для усіх сплавів збіги значень розрахункових та реальних швидкостей розливки знаходяться на рівні  $> 95\%$ , які свідчать про адекватний опис реального процесу запропонованими математичними моделями. Також в результаті проведених експериментів встановлено, що основними параметрами, що забезпечують стабільність технологічного процесу лиття листових заготовок з дослідних алюмінієвих сплавів є температура перегріву, швидкість розливки та інтенсивність тепловідведення у валковому кристалізаторі. Науково обґрунтований підбір цих параметрів при валковому розливанні досліджуваних алюмінієвих сплавів дозволив вперше у світовій металургійній практиці отримати листові заготовки із високоміцного алюмінієвого сплаву системи Al–Zn (B95) з дуже широким інтервалом кристалізації ( $\geq 160^{\circ}\text{C}$ ).

За результатами реальних досліджень на алюмінієвих сплавах встановлені закономірності трансформації структури та властивостей листових заготовок з

цих сплавів у технологічному ланцюжку «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка». Для кожного етапу технологічного процесу визначено кількісні характеристики структур  $\alpha$ -Al твердого розчину, а також інтерметалідних фаз (E – об'ємну частку інтерметалідних фаз; D – розмір кристалів інтерметалідів; A – параметр форми інтерметалідів, що визначається як співвідношення більшого розміру кристала до меншого, R – розмір дендритних осередків, Ar – параметр форми дендритних осередків), при яких отримувана алюмінієва штаба має найвищі показники механічних характеристик. Доведено, що рівень механічних характеристик на всіх етапах технологічного процесу, головним чином, визначається розміром первинних кристалів  $\alpha$ -Al та інтерметалідних фаз, які суттєво залежать від способу термічної обробки. Найбільш висока міцність гарячекатаних штаб зі сплавів В95, АМг5 і АД35 досягається гартуванням зі штучним старінням, пластичність – при природному старінні. Отриманий рівень значень механічних характеристик для всіх досліджених сплавів помітно вище, ніж відповідні стандартні значення.

**Ключові слова:** безперервна валкова розливка-прокатка, високоміцний алюмінієвий сплав, фізичне та математичне моделювання, лита заготовка, листовий металопрокат, структура, властивості.

## ABSTRACT

*Nuradinov I.A.* Roll casting of high-strength aluminum alloys to produce rolled products with improved mechanical properties – Qualification scientific work on the rights of a manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in the speciality 136 "Metallurgy" (13 – Mechanical Engineering) – Physical and Technological Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2024.

The dissertation is devoted to solving the scientific and technical problem of producing rolled sheets from high-strength heat-strengthened aluminum alloys with enhanced mechanical properties, developing scientific and methodological approaches and practical recommendations for its implementation by roll casting.

The work contains an analytical review of scientific sources on the subject of the dissertation research on the state and trends in the development of modern industrial technologies used for the production of sheet metal products. The analysis of modern domestic and foreign research on the production of sheet metal products from thermally hardened aluminum alloys has shown the particular relevance of this problem for such industries as rocketry and aviation. It is shown that one of the promising technologies for the production of sheet metal products from such alloys is their roll casting and rolling, which allows harmonizing the work of all metallurgical units along the technological chain and reducing the associated energy and capital costs. The reason for the absence of ingotless casting and rolling technology for sheets from these materials in the world to date is noted, which is the very wide crystallization interval ( $\geq 130^{\circ}\text{C}$ ) of aluminum alloys of these systems (Al–Cu and Al–Zn).

Based on the analysis of literature sources, the expediency of conducting theoretical and experimental research on the development of scientific and technological foundations for ingotless casting and rolling of high-strength thermally hardened aluminum alloys is substantiated.



A wide range of materials and techniques were used in the study. As metal materials, we used aluminum alloys EN6082, EN5056, and EN7075, which are among the most common representatives of deformable and heat-treated aluminum alloys. The transparent organic medium camphine ( $C_{10}H_{16}$ ) and ordinary water were used as model materials in the physical modeling. The chemical composition, physical characteristics, and phase transformation temperatures of the studied materials are presented to perform relevant calculations and analyze the processes occurring during the tests.

The general methodological structure of the work consisted of conducting research according to the following scheme: mathematical and physical modeling of roll casting processes (heat and mass transfer processes, formation of the structure of a sheet billet, etc.), followed by experimental verification of the adequacy of the modeling results in real roll casting of the studied aluminum alloys at a laboratory installation.

Mathematical modeling of heat and mass transfer processes during roll casting of the investigated aluminum alloys was carried out in the ProCAST computer system. The initial data for the mathematical modeling were the geometric dimensions of the roll crystallizer (diameter and width of the rolls), the thickness of the billets, the chemical compositions of the studied aluminum alloys, the temperature and speed of their casting.

The physical modeling of the roll casting processes of the studied aluminum alloys was carried out on the basis of the theory of similarity, which ultimately determined the transition coefficients (i.e., the modeling scale). The formation of cast metallurgical billets is accompanied by an extremely complex interaction of various processes (heat and mass transfer, crystallization, etc.) and for their comparative evaluation, dimensionless values called similarity criteria are used. Therefore, when physically modeling a real process from a natural object, it is necessary to ensure the identity of the similarity criterion corresponding to this process (e.g., Reynolds criterion

$Re$  to ensure the identity of the homogeneous flow; Nusselt criterion  $Nu$  to ensure the identity of heat transfer, etc.), which we did in the course of these studies.

The problem of obtaining high-quality sheet billets of a given thickness by roll casting is associated with the fact that the formation of such billets occurs instantaneously (in fractions of seconds) and is accompanied by an extremely complex interaction of heat and mass transfer processes. Therefore, we studied these processes using numerical calculations in the ProCAST (automated calculation system). Mathematical modeling of heat and mass transfer processes for the studied alloys determined the distribution of temperature fields and the degree of melt crystallization along the cross section of the rolls for different casting speeds ( $0.3 \div 1.2$  m/s) and billet thicknesses ( $2 \div 4$  mm) in two variants: without and with consideration of the hydrodynamics of the metal in the liquid well.

As a result of computational experiments for all studied aluminum alloys EN7075, EN5056 and EN6082, equations for determining casting speeds of the form  $V=f(\delta, \beta, R, \Delta t)$  were obtained for the first time at the given technological parameters of the process: billet thickness ( $\delta = 2 \div 4$  mm), meniscus angle ( $\beta = 10 \div 33$  degrees), roll radius ( $R = 200 \div 400$  mm); melt superheat temperature ( $\Delta t = 10 \div 60$  °C). The calculated values of the casting speeds ensured the production of high-quality sheet billets of a given thickness at the laboratory facility and showed high adequacy with the actual values of the casting speeds of these alloys.

Taking into account the opacity of metal alloys, the influence of heat and mass transfer processes in a roll crystallizer on the formation of the structure of sheet billets was studied by physical modeling on a transparent organic medium - camphene. At the same time, the optimal parameters of these processes were determined, which ensure the formation of high-quality sheet billets.

It has been proven that the thermal efficiency of the roll crystallizer (i.e., the intensity of heat transfer between the metal melt and the crystallizer roll) is the main factor limiting the crystallization process and the rate of metal casting. Therefore, the

possibility of controlling the heat transfer from the solidifying metal melt to the cooling water through the crystallizer roll band was considered. The following were used as levers to control heat transfer processes in the roll crystallizer: water velocity in the closed channels of the crystallizer rolls, increasing the area of the rolls' heat transfer surfaces, and creating artificial roughness on the inner surfaces of the rolls in contact with water. It has been established that the highest thermal efficiency of the roll crystallizer is achieved by introducing artificial roughness on the roll bands. All other things being equal, the amount of heat removed in the roll crystallizer increases by up to 45%.

A mechanism for increasing the intensity of heat removal in a crystallizer with an artificial roughness of the heat exchange surface, which consists in changing the nature of the movement of the wall sublayer of the flow, is proposed. When the coolant flow hits the protrusion behind it, a vortex is formed, which destroys the laminar sublayer completely or reduces its thickness, as a result of which heat removal by thermal conduction is replaced by heat removal by convection. Along with the intensification of heat removal, roughness, due to the turbulence of the wall layer of the flow, significantly reduces the likelihood of scale formation on the heat exchange surface, and, accordingly, increases the periods of preventive maintenance of crystallizers.

When studying the formation of the structure of a camphene sheet billet, it is visually shown that it is important to ensure the same crust thickness on the surfaces of the rolls at the entrance to the rolling zone. This is due to the fact that the same thickness of crusts in the rolling zone ensures the identity of their deformations, resulting in a uniform distribution of deformation and thermal stresses across the cross-section of the billets. And the unevenness of internal stresses is known to be the main cause of the main defect in such workpieces - surface cracks. It was found that the thickness of the billets at the exit from the rolls is 15-25% less than the total thickness of the crusts on

the rolls and that due to the deformation of these crusts, their coarse primary structure is transformed into a fine-grained structure of the billet at the exit from the rolling zone.

Small-thickness sheet billets from all the studied aluminum alloys were experimentally produced at a laboratory roll-casting facility. The compliance of the calculated casting speeds determined by mathematical modeling with the actual values at which high-quality sheet billets up to 4 mm thick and 400 mm wide were obtained was practically verified. It is proved that for all alloys, the coincidence of the calculated and real casting speeds is  $> 95\%$ , which indicates an adequate description of the real process by the proposed mathematical models. The experiments also revealed that the main parameters that ensure the stability of the technological process of casting sheet billets from the experimental aluminum alloys are the overheating temperature, casting speed, and heat removal rate in the roll crystallizer. The scientifically based selection of these parameters during roll casting of the studied aluminum alloys made it possible, for the first time in the world metallurgical practice, to produce sheet billets from a high-strength aluminum alloy of the Al–Zn (EN 7075) system with a very wide crystallization interval ( $\geq 160^{\circ}\text{C}$ ).

Based on the results of actual studies on aluminum alloys, the regularities of transformation of the structure and properties of sheet billets made of these alloys in the technological chain "roll casting - hot rolling - heat treatment" have been established. For each stage of the technological chain, the quantitative characteristics of the  $\alpha$ -Al solid solution structures and intermetallic phases (E - volume fraction of intermetallic phases; D - size of intermetallic crystals; A - parameter of the shape of intermetallics, defined as the ratio of the larger crystal size to the smaller one, R - size of dendritic cells, Ar - parameter of the shape of dendritic cells) have been determined, at which the resulting aluminum strip has the highest mechanical characteristics. It is proved that the level of mechanical characteristics at all stages of the technological process is mainly determined by the size of primary  $\alpha$ -Al crystals and intermetallic phases, which significantly depend on the heat treatment method. The highest strength

of hot-rolled bars made of EN7075, EN5056, and EN6082 alloys is achieved by quenching with artificial aging, and ductility is achieved by natural aging. The obtained level of mechanical characteristics for all studied alloys is significantly higher than the corresponding standard values.

**Keywords:** continuous roll casting, high strength aluminum alloy, physical and mathematical modeling, cast billet, rolled metal sheet, structure, properties.

## СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА,

*в яких висвітлені основні наукові результати дисертації:*

1. Nuradinov, A.S., Nogovitsyn, A.V., Nuradinov, I.A. and oth. Research of possibility of control of the formation of crystal structure of metal alloys // Science and innovation. – 2020. – 16(4). – P. 67-73. DOI: 10.15407/scine16.04.067
2. Нурадинов А.С., Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Вернидуб А.Г., Нурадинов И.А. Физические методы управления формированием структуры металлов // Металл и литье Украины. – 2020. – №2. – С. 64-71. DOI: 10.15407/steelcast2019.10.064
3. Ноговіцин О.В., Нурадинов А.С., Пригунова А.Г., Куцова В.З., Аюпова Т.А., Нурадінов І.А. Структура і властивості литої стрічки зі сплаву Д16 в технологічному ланцюжку «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка» // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2020. – №2. – С. 49-59. DOI: 10.15407/mom2020.02.049
4. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Баранов І.Р., Сіренко К.А., Нурадінов І.А. Теплообмінні процеси при валковій розливці-прокатці металів // Метал та лиття України. – 2022. – №2. – С. 47-53. DOI: 10.15407/steelcast2022.02.047
5. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Школярєнко В.П., Нурадінов І.А. Формування структури листових заготовок при валковій розливці металів // Процеси лиття. – 2022. – № 4 (150). – С. 13-21. DOI: 10.15407/plit2022.04.013
6. Нурадинов А.С., Школярєнко В.П., Нурадінов І.А., Чистяков О.В., Зубеніна Н.Ф. Вплив швидкості охолодження при кристалізації на структуру сплавів В95 та Д16 // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2023. – №2. – С. 36-43. DOI: 10.15407/mom2023.02.036

7. Нурадінов І.А. Концептуальні засади валкової розливки-прокатки високоміцних алюмінієвих сплавів // Метал та лиття України. – 2023. – №4. – С. 34-40. DOI: 10.15407/steelcast2023.04.04

***Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:***

8. Ноговіцин О.В., Нурадінов А.С., Гончаров О.Л., Баранов І.Р., Петренко Д.О., Нурадінов І.А. Вплив гарячої деформації та термічної обробки на механічні властивості литої стрички зі сплаву Д16. «Литво. Металургія 2020»: Матеріали 16 (9) Міжнародной науково-практичної конференції (6-10 вересня 2020 р. м. Запоріжжя, Україна). С.103-105.
9. Ноговіцин О.В., Нурадінов А.С., Гончаров О.Л., Баранов І.Р., Петренко Д.О., Нурадінов І.А. Вплив гарячої деформації та термічної обробки на механічні властивості литої стрички зі сплаву В95. «Литво. Металургія 2020»: Матеріали 16 (9) Міжнародной науково-практичної конференції (6-10 вересня 2020 р. м. Запоріжжя, Україна). С. С.106-107.
10. Ноговіцин О.В., Нурадінов А.С., Гончаров О.Л., Баранов І.Р., Петренко Д.О., Нурадінов І.А. Вплив гарячої деформації та зміцнюючої обробки на механічні властивості литої стрички зі сплаву АМг5. «Литво. Металургія 2020»: Матеріали 16 (9) Міжнародной науково-практичної конференції (6-10 вересня 2020 р. м. Запоріжжя, Україна). С.108-109.
11. A.S. Nuradinov, Yu.I. Kondratyevs, I.A. Nuradinov Roller casting and rolling of aluminum alloys. «ADVANCES IN TECHNOLOGY AND SCIENCE» Abstracts of XII International Scientific and Practical Conference Berlin, Germany, March 16 – 19, 2021, s. 283-288.
12. A.S. Nuradinov, Yu.I. Kondratyevs, N.S. Uzdieva, S.S-S. Akhtaev, I.A. Nuradinov. Ingotless rolling of high-strength heat-hardenable aluminum alloys. III International Scientific and Practical Conference "SOCIETY AND

SCIENCE. PROBLEMS AND PROSPECTS", 25-28 January, 2022. London, England, s. 551-554.

13. Нурадинов А.С., Гончаров О.Л., Нурадінов І.А., Школяренко В.П., Сіренко К.А. Теплообмінні процеси у валковому кристалізаторі при безлитковій прокатці металів. Матеріали XVIII міжнародної науково-практичної конференції «Литво 2022» та XI міжнародної науково-практичної конференції «Металургія 2022». 4-5 жовтня, Київ. – С. 109-113.
14. Нурадінов А.С., Ноговіцин О.В., Нурадінов І.А., Баранов І.Р., Зубеніна Н.Ф. Моделювання процесів кристалізації і формування листових заготовок при беззлитковій прокатці металів. Матеріали XVIII міжнародної науково-практичної конференції «Литво 2022» та XI міжнародної науково-практичної конференції «Металургія 2022». 4-5 жовтня, Київ. – С. 113-115.
15. Нурадинов А.С., Школяренко В.П., Чистяков О.В., Нурадінов І.А., Зубеніна Н.Ф. Дослідження впливу швидкості охолодження на структуру сплавів В95 та Д16. Матеріали IX Міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» Краматорськ, 25-27 вересня 2023. – С.96-99.



## ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ, ПОЗНАЧЕНЬ І ОДИНИЦЬ.....	19
ВСТУП.....	20
РОЗДІЛ 1. СУЧАСНИЙ СТАН ВИРОБНИЦТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТУ ЗІ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ.....	27
1.1. Розвиток промислових технологій отримання листового металопрокату...	27
1.2. Особливості валкової розливки-прокатки листових заготовок з металевих сплавів.....	33
1.3. Сучасний стан теорії та технології отримання якісного листа зі сплавів на основі алюмінію.....	47
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	56
2.1. Досліджувані матеріали та обладнання для експериментів.....	56
2.2. Фізичне моделювання реальних металургійних процесів та визначення масштабів їхнього моделювання.....	59
2.3. Методика фізичного моделювання теплообмінних процесів між металом та валком-кристалізатором.....	63
2.4. Методика фізичного моделювання процесів формування листової заготовки при валковій розливці металевих сплавів.....	67
2.5. Методика математичного моделювання тепло- масообмінних процесів при валковій розливці дослідних алюмінієвих сплавів.....	68
2.6. Методика вивчення впливу швидкості охолодження формування структури литих зразків з досліджуваних сплавів.....	72
2.7. Методика вивчення процесів формування листової заготовки з дослідних алюмінієвих сплавів на лабораторній установці валкової розливки металів.....	74
РОЗДІЛ 3. МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ПРИ ВАЛКОВІЙ РОЗЛИВЦІ МЕТАЛІВ.....	79

3.1. Математичне моделювання тепло- масообмінних процесів у кристалізаторі при валковій розливці дослідних алюмінієвих сплавів .....	79
3.2. Визначення швидкостей валкової розливки досліджуваних алюмінієвих сплавів методом чисельного моделювання.....	88
3.3. Теплообмінні процеси при валковій розливці металів і їх оптимізація.....	92
3.4. Вплив гідродинамічних та теплофізичних умов валкової розливки металів на формування листової заготовки.....	105
Висновки до розділу.....	116
РОЗДІЛ 4. ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИ ЇХ ВАЛКОВІЙ РОЗЛИВЦІ-ПРОКАТЦІ.....	119
4.1. Спектральний та диференційно-термічний аналізи досліджуваних алюмінієвих сплавів.....	119
4.2. Встановлення впливу швидкості охолодження на структуру алюмінієвих сплавів .....	122
4.3. Трансформація структур литих заготовок з досліджуваних алюмінієвих сплавів уздовж технологічного ланцюжка «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка».....	128
4.4. Вивчення впливу режимів валкової розливки та гарячої прокатки досліджуваних алюмінієвих сплавів на їх якісні характеристики.....	138
4.5. Вивчення впливу режимів термічної обробки гарячекатаних зразків із досліджуваних алюмінієвих сплавів на їх механічні властивості.....	145
Висновки до розділу.....	152
ОСНОВНІ ВИСНОВКИ.....	154
СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ.....	156
ДОДАТКИ .....	171

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ, ПОЗНАЧЕНЬ І ОДИНИЦЬ

МБЛЗ – машина безперервного лиття заготовок;

ЛПА – ливарно-прокатний агрегат;

ДЛПА – двовалковий ливарно-прокатний агрегат;

TRC – (Twin Roll Caster) двовалкова розливка металу;

РП – рідка прокатка;

БП – беззливкова прокатка;

$t_{сол.}$ , °C – температура солідуса;

$t_{лік.}$ , °C – температура ліквідусу;

$\Delta t$ , °C – температура перегріву;

$t_{охл.}$ , °C – температура охолодження;

$V_{ох.}$ , °C/c – швидкість охолодження;

$\lambda$ , Вт/м·К – коефіцієнт теплопровідності;

$\alpha$ , Вт/м<sup>2</sup>·К – коефіцієнт тепловіддачі;

$Q$ , Дж – кількість тепла;

$V$ , м/с – швидкість розливки;

$R$ , мм – радіус валка-кристалізатора;

$\tau$ , с – час;

$\delta$ , мм – товщина заготовки;

$Re$  – критерій Рейнольдса;

$Fo$  – критерій Фур'є;

$Pr$  – критерій Прандтля;

$M_l$  – масштаб моделювання;

$\sigma_m$ , МПа – межа текучості;

$\sigma_6$ , МПа – межа міцності.

## ВСТУП

**Актуальність проблеми.** Постійно зростаючий попит на тонкий металопрокат з алюмінієвих сплавів зумовлений дуже широким спектром застосування цього асортименту металопродукції, без якої важко уявити в сучасному світі такі галузі як авіа-, машино- та приладобудування, будівельна та харчова галузі тощо. Переваги використання тонкого прокату полягають у легкості застосування до нього різного роду видів обробки та маловідходність у виробництві завдяки наближенню геометричних розмірів прокату до розмірів кінцевого виробу.

Особливо актуальним для України на сьогоднішній день є листовий металопрокат із високоміцних алюмінієвих сплавів. Зокрема, в авіа- та ракетобудуванні, головним чином, використовуються зміцнювані термічною обробкою високоміцні алюмінієві сплави системи Al-Zn-Mg-Cu і сплави середньої та підвищеної міцності системи Al-Mg-Cu. Вони виконують функцію основного конструкційного матеріалу для головних силових елементів та обшивки літаків та ракет (фюзеляж, крило тощо). Використання алюмінієвих сплавів цих систем при створенні елементів ракетної техніки різного призначення має незаперечну перевагу через високі значення питомої міцності таких матеріалів при відносно невеликій їх масі.

Традиційні технології отримання тонкого металопрокату з високоміцних алюмінієвих сплавів (роздільне лиття заготовок та їх наступна пластична деформація на прокатному устаткуванні) не забезпечують оптимального співвідношення якості-собівартість. Головним чином, це пов'язано з проблемою високих енергетичних і капітальних витрат при виробництві готового прокату. Потенційні можливості для кардинального зниження собівартості має технологічна схема виробництва тонкого листа безпосередньо з рідкого металу із застосуванням двовалкових машин розливки-прокатки заготовок. Застосування такої схеми одержання прокату дозволяє суттєво впливати на процеси

формування їх структури та фізико-механічних характеристик, а також значно скоротити технологічний цикл виробництва металопрокату.

Станом на сьогоднішній день в промисловості на установках валкового лиття-прокатки виготовляються листові заготовки з чистого алюмінію (або близьких до нього сплавів) для виробництва фольги. Але найбільший інтерес у цьому контексті становлять високоміцні алюмінієві сплави систем Al-Cu (серія 2xxx) та Al-Zn (серія 7xxx), зміцнювані термічною обробкою. Однак досі отримати листові заготовки із зазначених сплавів способом валкової розливки-прокатки не вдавалося, що пов'язано з дуже широким інтервалом їхньої кристалізації ( $> 130^{\circ}\text{C}$ ). Тому розширення можливостей використання технології валкової розливки для ширшого спектру алюмінієвих сплавів є важливим науково-практичним завданням.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Дисертація виконана відповідно до Закону України № 2519-VI від 9.09.2010 р. "Про пріоритетні напрями розвитку науки і техніки" та Переліка пріоритетних тематичних напрямів наукових досліджень і науково-технічних розробок, тематичних планів в Фізико-технологічному інституті металів та сплавів НАН України (ФТІМС НАН України) в рамках НДР по темах: III-17-12-626 «Дослідження процесів тепломасообміну, твердіння, деформації і структуроутворення металевої стрічки при литті-прокатуванні»; III-24-18-688 «Дослідження впливу швидкісного охолодження розплавів в умовах валкового лиття на структуроутворення і властивості високоміцних алюмінієвих сплавів, що деформуються».

**Мета роботи** – розробка науково-методичних підходів та практичних рекомендацій щодо реалізації валкової розливки-прокатки високоміцних алюмінієвих сплавів з отриманням листового прокату з підвищеними механічними властивостями.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити такі **завдання**:

– математичним моделюванням у програмі ProCAST з'ясувати особливості тепло-масообмінних процесів у валковому кристалізаторі при розливці досліджуваних алюмінієвих сплавів;

– фізичним моделюванням встановити основні закономірності теплообміну у валковому кристалізаторі залежно від параметрів розливання досліджуваних алюмінієвих сплавів;

– фізичним моделюванням процесів валкової розливки металевих сплавів на прозорих органічних середовищах визначити трансформацію кристалічної будови листової заготовки при переході із зони кристалізації в зону прокатки;

– встановити залежність структури литих заготовок від складу алюмінієвих сплавів та швидкості їх охолодження при розливанні;

– встановити закономірності взаємозв'язку властивостей кінцевої листової металопродукції з досліджуваних алюмінієвих сплавів з первинною структурою литих заготовок з них;

– розробити науково обґрунтовані технологічні та технічні рішення для отримання якісної листової металопродукції з досліджених алюмінієвих сплавів суміщеним способом лиття та прокатки.

**Об'єкт дослідження.** Металургійний процес валкової розливки-прокатки алюмінієвих сплавів різного хімічного складу.

**Предмет дослідження.** Закономірності формування структури та властивостей листової металопродукції з алюмінієвих сплавів вздовж лінії технологічного процесу «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка».

**Методи дослідження.** Для вирішення поставлених у роботі завдань використано методи фізичного та математичного моделювання, методи металографічного, електронно-мікроскопічного, диференціально-термічного досліджень, стандартні методи механічних випробувань металів, а також методи комп'ютерної обробки результатів досліджень.

**Наукова новизна.** Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному:

**1. Вперше одержано аналітичні залежності для розрахунку швидкостей валкової розливки-прокатки алюмінієвих сплавів В95, АМг5 і АД35, які забезпечують отримання листових заготовок заданої товщини.**

У науковій літературі відсутні дані про наявність таких рівнянь для визначення лінійної швидкості валкового розливання високоміцних алюмінієвих сплавів. За допомогою цих рівнянь було визначено значення швидкостей валкової розливки для усіх досліджуваних алюмінієвих сплавів, які забезпечили отримання з них якісних листових заготовок при різних значеннях вихідних технологічних параметрах: товщина заготовок, кут меніску, радіус валків, температура перегріву розплаву тощо.

**2. Розроблено ефективний механізм інтенсифікації теплообмінних процесів у валковому кристалізаторі. Він полягає у зміні характеру руху пристінкового шару охолоджувальної води з ламінарного режиму на турбулентний шляхом нанесення шорсткості (виступів) на внутрішніх поверхнях валків. При цьому в ньому тепловідведення теплопровідністю змінюється на тепловідведення конвекцією.**

На відміну від схеми тепловідведення з гладких поверхонь стандартних валків-кристалізаторів розроблений механізм підвищення інтенсивності тепловідведення у валках з шорсткістю на поверхнях теплообміну полягає у зміні характеру руху пристінкового підшару потоку. Під час набігання потоку води на виступ за ним утворюється вихор, який руйнує структуру ламінарного підшару, турбулізуючи його. У результаті цього ламінарний підшар повністю руйнується або зменшується за товщиною, що сприяє підвищенню тепловіддачі до 45%. Поряд з інтенсифікацією тепловідведення, шорсткість завдяки турбулізації пристінкового прошарку потоку істотно знижує ймовірність утворення накипу на

теплообмінній поверхні, а, відповідно, збільшує періоди профілактичного обслуговування валків-кристалізаторів.

**3. Вперше розроблено технологічні режими валкової розливки-прокатки високоміцних алюмінієвих сплавів з широкими інтервалами кристалізації ( $\geq 160^{\circ}\text{C}$ ) та отримані з них листові заготовки.**

Розроблені механізм інтенсифікації теплообмінних процесів у валковому кристалізаторі та методика вибору технологічних параметрів валкової розливки високоміцних алюмінієвих сплавів дозволив вперше у світовій металургійній практиці отримати цим методом литі листові заготовки зі сплаву В95, який має широкий інтервал кристалізації  $162^{\circ}\text{C}$ .

**4. Встановлено взаємозв'язок між параметрами первинної кристалічної будови листових заготовок з алюмінієвих сплавів марок АД35, АМг5 і В95 та особливостями формування структури і властивостей кінцевого листового прокату з них. Представлено їх залежності від технологічних режимів валкового розливання, гарячої прокатки та термічної обробки цих сплавів.**

Встановлені закономірності зміни структур та властивостей листових заготовок з цих алюмінієвих сплавів на кожному етапі технологічного процесу «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка». Показано, що рівень механічних характеристик на всіх етапах визначається розміром первинних кристалів  $\alpha\text{-Al}$  та інтерметалідних фаз, які суттєво залежать від режимів гарячої прокатки та термічної обробки. Для усіх сплавів визначено оптимальні режими гарячої прокатки та термічної обробки, що забезпечують максимальний рівень механічних властивостей одержуваної листової продукції. При цьому для усіх сплавів забезпечується такий рівень механічних характеристик штаб, який перевищує відповідні стандартні межі (наприклад, для сплаву В95 межа міцності перевищує стандартний рівень на 5%, а відносне подовження – 3,3 разів).



**Практичне значення.** Розроблені фізичні та математичні моделі є універсальними і, змінюючи вихідні дані (геометричні, температурні, швидкісні тощо), можуть бути використані для проведення наукових досліджень з вивчення процесів валкової розливки-прокатки для інших типів металевих сплавів.

Розроблено ефективний спосіб підвищення теплової роботи валкового кристалізатора шляхом нанесення шорсткості на внутрішніх поверхнях бандажів валків, вздовж яких переміщається потік охолоджувальної води.

На основі результатів досліджень запропоновано моделі визначення рівня основних технологічних параметрів (температура перегріву, інтенсивність тепловідведення, товщина заготовки, швидкість розливки тощо), що забезпечують стабільність процесу валкової розливки-прокатки будь-яких алюмінієвих сплавів. Одержанням листових заготовок із даних сплавів на лабораторній установці з двовалковим кристалізатором доведено коректність запропонованого принципу визначення технологічних параметрів їх розливки.

Використання розробленої технології валкової розливки-прокатки алюмінієвих сплавів дозволить металургійним підприємствам суттєво підвищити ресурсо- та енергоефективність процесу одержання листової металопродукції.

Теоретичні та експериментальні результати, які представлено в дисертаційній роботі можуть бути використані в навчальному процесі студентів технічних вузів на відповідних кафедрах та в лекційному курсі аспірантів.

**Особистий внесок здобувача.** В дисертації містяться наукові результати, отримані особисто дисертантом або за його участю. Особистий внесок здобувача полягає у розробці методик фізичного та математичного моделювання, створенні експериментальних установок. У опублікованих разом із співавторами наукових працях здобувач приймав участь у постановці задач, підготовці методик, проведенні експериментів, обробці та інтерпретації одержаних результатів.

Особистий вклад здобувача у роботах, що опубліковані в співавторстві (за переліком, що наведений в списку публікацій здобувача) полягає: [1, 2, 4, 5] –

розробка методик досліджень, проведення експериментів, аналіз й обробка результатів; [3, 6] – розробка технологічних параметрів валкової розливки досліджуваних алюмінієвих сплавів на лабораторній установці, участь у проведенні їх експериментального розливання; [7] – проведення експериментів, обробка та інтерпретація одержаних результатів, формулювання висновків, підготовка рукопису статті.

**Апробація результатів дисертації.** Основні положення та результати роботи були представлені на міжнародних конференціях: «Металургія 2020» (Запоріжжя, Україна, 2020); «Металургія 2022» (Київ, Україна, 2022); «Досягнення техніки та науки» (Берлін, Німеччина, 2021); «Суспільство та наука. Проблеми та перспективи» (Лондон, Англія, 2022); «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» (Краматорськ, Україна, 2023).

**Публікації.** Основні матеріали та результати дисертації викладено в 15 наукових працях, 7 з яких опубліковано у наукових фахових виданнях України, у тому числі одне видання входить до міжнародної наукометричної бази SCOPUS, та 8 публікації у матеріалах конференцій.

**Структура та обсяг дисертації.** Дисертація складається з вступу, чотирьох розділів, загальних висновків, списку використаних джерел та додатків. Матеріали роботи викладено на 174 сторінках, містять 18 таблиць, 58 рисунків та 2 додатка. Список використаних джерел містить 154 найменувань.

## РОЗДІЛ 1

### СУЧАСНИЙ СТАН ВИРОБНИЦТВА ЛИСТОВОГО ПРОКАТУ ЗІ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

#### **1.1. Розвиток промислових технологій отримання листового прокату із металевих сплавів.**

Розвиток металургії за останнє століття характеризується суттєвими змінами у промисловій технології отримання тонкого листового металопрокату. Спочатку (в класичній технології) для отримання тонкого листа як вихідний матеріал використовували зливки, які переробляли в готовий прокат зазвичай у дві стадії [1-4]. На першій стадії відливають плоскі зливки у виливниці. Потім здійснюють підготовку цих зливків до прокатки, яка полягає у видаленні дефектів, що є на їх поверхні (тріщин, неметалевих включень, заходів, підрізів, подряпин та ін.). При цьому не в повному обсязі дефекти видаляються з холодних зливків, тобто, іноді необхідно піддати їх нагріванню, який пов'язаний з витратою палива та втратою металу з окалиною. Для видалення деяких дефектів з поверхні зливків використовують метод обдирання, при якому разом з дефектними місцями видаляється частина здорового металу. При цьому втрати металу тим більші, чим менше маса зливка.

На другій стадії очищені зливки надходять у нагрівальні колодязі (рис. 1.1) [1]. Нагрітий зливочок 1 подається на обтискний універсальний стан 2, на якому перетворюють на сляби 3. Після 15...21 проходів сляби надходять в машину вогневого очищення поверхневих дефектів (на рисунку не показані), потім їх транспортують до ножиць (для обрізки головної та кінцевої крайки). Далі – на прокатні листові стани, які, як правило, складаються з двох пар робочих клітей - чорновий 4 і 5 чистових, розташованих один за одним. На виході з чистової кліті лист досягає необхідної товщини, після чого його піддають охолодженню,

виправленню в правильних машинах, обрізці бічних крайок і різці на мірні довжини або змотують в рулон.

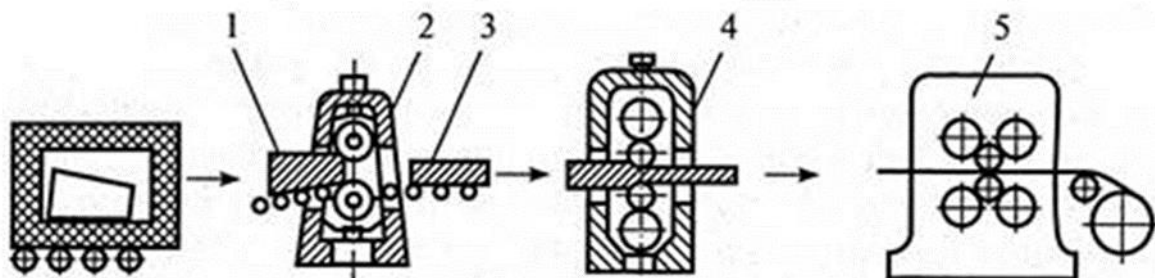


Рис. 1.1 – Класична схема виробництва листового прокату: 1 – зливоч; 2 – станок для слябінгу; 3 – сляб; 4 – робоча чорнова кліть; 5 – робоча чистова кліть

Однак така технологія виробництва листового прокату має низку істотних недоліків: значні втрати металу (до 20% від вихідної маси зливків), велика енергоємність внаслідок багаторазових циклів нагрівання та охолодження заготовок при прокатці, відносно низька продуктивність тощо [4-8].

З середини XX століття почалося поступове впровадження більш ефективної технології виробництва листового прокату, в якій вихідними заготовками є сляби, які отримують способом безперервного лиття металів на МБЛЗ (рис. 1.2) [9-13]. Сляби, одержувані таким чином, після огляду та видалення дефектів з поверхні, як і за першого способу, надходять на стани для прокатки готової продукції. Завдяки прямому отриманню слябів з рідкого металу безперервною розливкою, стадія «слябінг злитків» при цьому взагалі відсутня, відповідно, знижуються енергетичні витрати та підвищується продуктивність процесу. Такий спосіб виробництва листового металопрокату умовно можна представити у вигляді наступної технологічної схеми: «виливка металу в плавильному агрегаті – безперервна розливка слябів на МБЛЗ – гаряча або холодна прокатка слябів до листів заданої товщини».

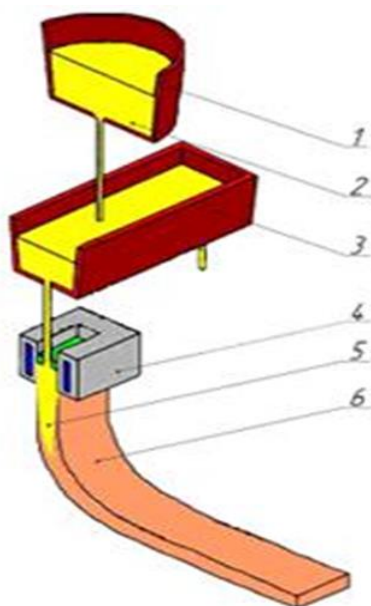


Рис. 1.2 – Схема отримання слябової заготовки при безперервній розливці металів на МБЛЗ: 1 – ківш для розливки металу; 2 – метал, що розливається; 3 – проміжний ківш; 4 – кристалізатор; 5 – рідка лунка металу у заготовці; 6 – безперервнолита заготовка-сляб

При використанні такої схеми виробництва листової металопродукції підвищується коефіцієнт виходу придатного металу (понад 90%), що призводить до суттєвого зростання продуктивності процесу [12, 13]. Однак при цьому зберігається один із головних недоліків класичної технології – велика енергоємність процесу за рахунок багаторазових циклів нагрівання-охолодження заготовок при їх прокатуванні. Тому подальший розвиток промислових технологій виробництва листового прокату було засновано на пошуку таких технічних рішень, які дозволили б використовувати акумульовану в безперервнолитій заготовці теплову енергію при її подальшій механічній та термічній обробці [14-20].

Технічний прогрес у галузі прокатки металів на листову продукцію наприкінці XX століття (80-ті, 90-ті роки) характеризується створенням так званих мінізаводів з використанням поєднаних процесів безперервного лиття та

прокатки металів в єдиному нерозривному технологічному ланцюжку. Найбільш помітні промислові результати досягнуто при розливці металів на середній та тонкий сляб, який потім піддається прокатці на тонкий лист (рис. 1.3). Така технологічна схема отримала назву "ливарно-прокатний модуль" (ЛПМ) і розвивається в основному трьома провідними світовими компаніями Demag, Primetals та Danieli [16, 17, 19].

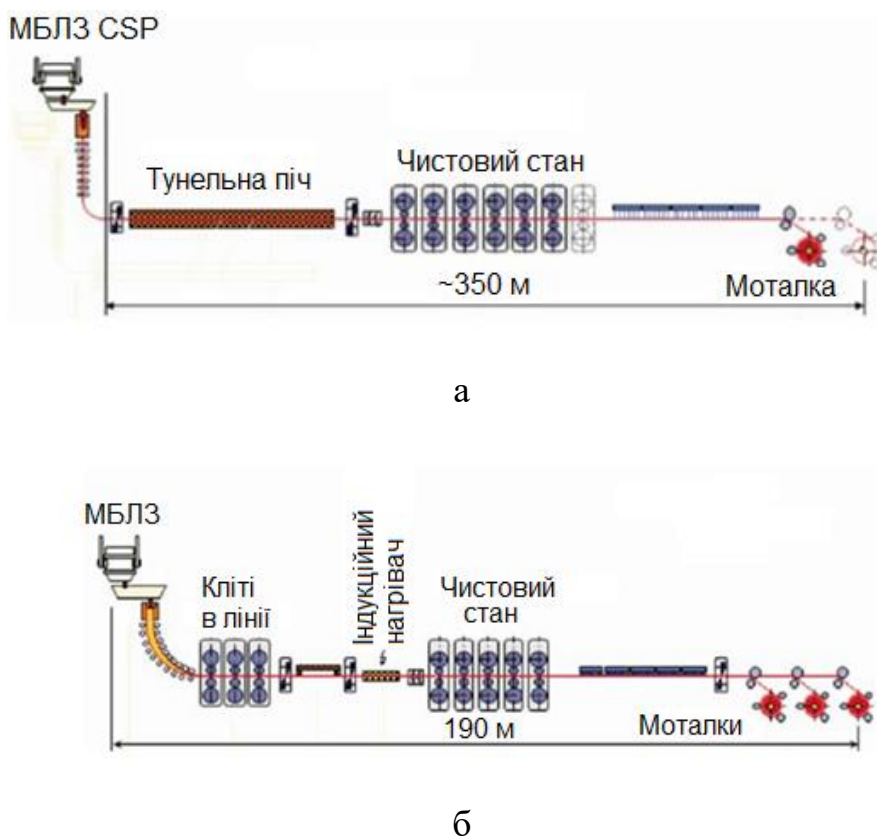


Рис. 1.3 – Сучасні схеми ливарно-прокатних технологій

У ливарно-прокатних модулях (ЛПМ) першого покоління типу [CSP (Compact Strip Production – компактне виробництво смуги)] технологічний процес складається з наступних основних етапів (рис. 1.3, а):

- розливка металу на вертикальній тонкослябовій МБЛЗ;
- нагрівання та вирівнювання температури тонкого слябу у спеціальній (тунельній) печі;

- прокатка тонкого сляба на 6- або 7-клітьовому безперервному стані з одержанням гарячекатаного листового металопрокату;
- технологічна довжина ЛПМ – 350 м.

Найбільш сучасним аналогом такої побудови є ЛПМ ESP фірми Primetals [ESP (Endless Strip Production – виробництво нескінченної смуги)], які мають досить велику кількість нових технічних рішень, що дозволяє вважати їх агрегатами нового покоління (рис. 1.3, б).

Базові принципи ESP модуля (на відміну від CSP модуля) включають такі додаткові рішення:

- застосування індукційного нагрівача для підвищення температури та створення необхідного розподілу температур при виробництві смуг різного марочного сортаменту;
- система, що забезпечує гнучкий процес прокатки в чистових клітках;
- технологічна довжина такого ЛПМ – 190 м.

Технічні та функціональні характеристики сучасних ливарно-прокатних модулів безперервно зростають. Наприклад, заводи з модулями першого покоління забезпечували річний обсяг виробництва лише на рівні 0,8-0,9 млн. т. гарячекатаного листа в рулонах. Тим часом на одному з останніх ЛПМ, сконструйованого компанією Danieli для компанії Posco (Південна Корея), досягнуто продуктивності 2 млн т/рік листа на один рівчак [16, 19].

Найперспективнішим рішенням щодо вдосконалення ливарно-прокатних технологій останніх десятиліть є технологія прямого одержання тонкого листа з рідкого металу (рис. 1.4). Виробництво отримала назву Castrip та вперше була реалізована на заводі Nucor Steel, м. Кроуфордсвіл, США. На агрегаті розливка металу здійснюється між двома валками, які обертаються в протилежних напрямках і служать для формування окремих твердих кірок майбутнього листа. У точці максимального зближення валків відбувається стикування утворених кірок і об'єднання їх у безперервну смугу. Цю смугу потім піддають прокатці на

станах гарячої прокатки на тонкий лист, після чого охолоджують, ріжуть на мірні довжини і змотують в рулони [18-26].

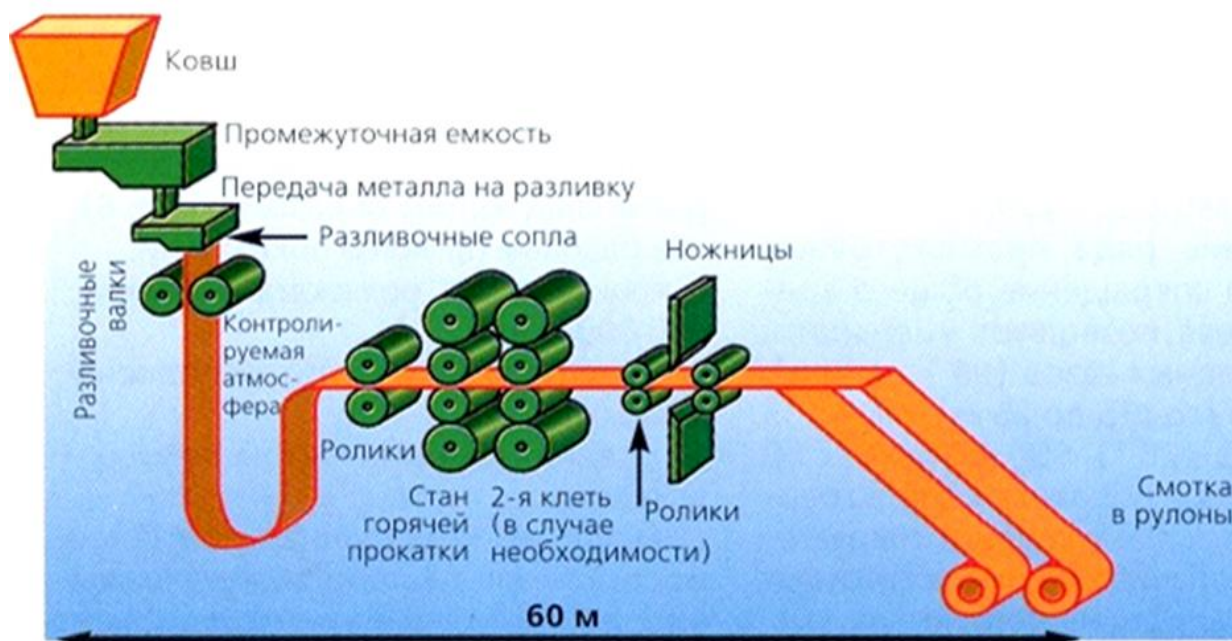


Рис. 1.4 – Схема отримання тонкого листа із застосуванням двовалкових МБЛЗ

Технічні та функціональні показники цієї технології істотно вищі за традиційні методи безперервної розливки металів (табл. 1.1). Така схема отримання тонкого листа має величезний потенціал щодо економії енергетичних ресурсів (8–10 разів), зниження втрат з окалиною (40–50 разів), підвищення продуктивності роботи персоналу (5–10 разів), зниження викидів парникового газу (10–20 раз) при суттєвому падінні витрат на капітальне будівництво. При цьому товщина литої заготовки, наприклад, для сталі при використанні цього процесу приблизно в 25-30 разів менше, ніж при розливці на ЛПМ з використанням концепцій CSP і ESP, а швидкість розливки підвищується в 12-15 разів, що відповідає швидкості охолодження заготовки порядку  $1700^{\circ}\text{C}/\text{с}$ . Для порівняння відзначимо, що середня швидкість охолодження тонкого слябу ЛПМ становить  $50\text{--}60^{\circ}\text{C}/\text{с}$ , а товстого слябу –  $10\text{--}12^{\circ}\text{C}/\text{с}$  [18-26].



Таблиця 1.1

Технічні показники різних методів розливки металів [18-26]

Показник	Двовалкова розливка	Тонкослябова розливка	Традиційна безперервна розливка
Товщина литої заготовки, мм	1,6	50	220
Швидкість розливки, м/хв.	80	6	2
Рівень тепловідведення від рідкого металу, МВт/м <sup>2</sup>	14	2,5	1,0
Час кристалізації, с.	0,15	45	1070
Середня швидкість охолодження, °С/с.	1700	50	12

## 1.2. Особливості валкової розливки-прокатки листових заготовок з металевих сплавів.

Загальним процесом для всіх можливих схем лиття на рухомий (валковий) кристалізатор є наморозування кірок з перегрітого розплаву металу на поверхнях водоохолоджуваних валків-кристалізаторів, що безперервно обертаються (рис. 1.5) [20]. Формування заготовок при валковій розливці може здійснюватися за такими схемами: наморозуванням на одному валку (рис.1.5, а, б); наморозуванням на двох валках, що обертаються в протилежні сторони, зі зварюванням кірок без прокатки (інакше – лиття у валковий кристалізатор за схемою рідкої прокатки) (рис. 1.5, в); наморозуванням на двох валках з прокаткою затверділих кірок (лиття у валковий кристалізатор за схемою беззливкової прокатки штаби) (рис. 1.5, г-е). При цьому ці схеми можуть відрізнятися за варіантами подачі розплаву металу до валків-кристалізаторів

(подача зверху – рис. 1.5, в і г; збоку – рис. 1.5, д; знизу – рис. 1.5, е; рідше похила подача розплаву).

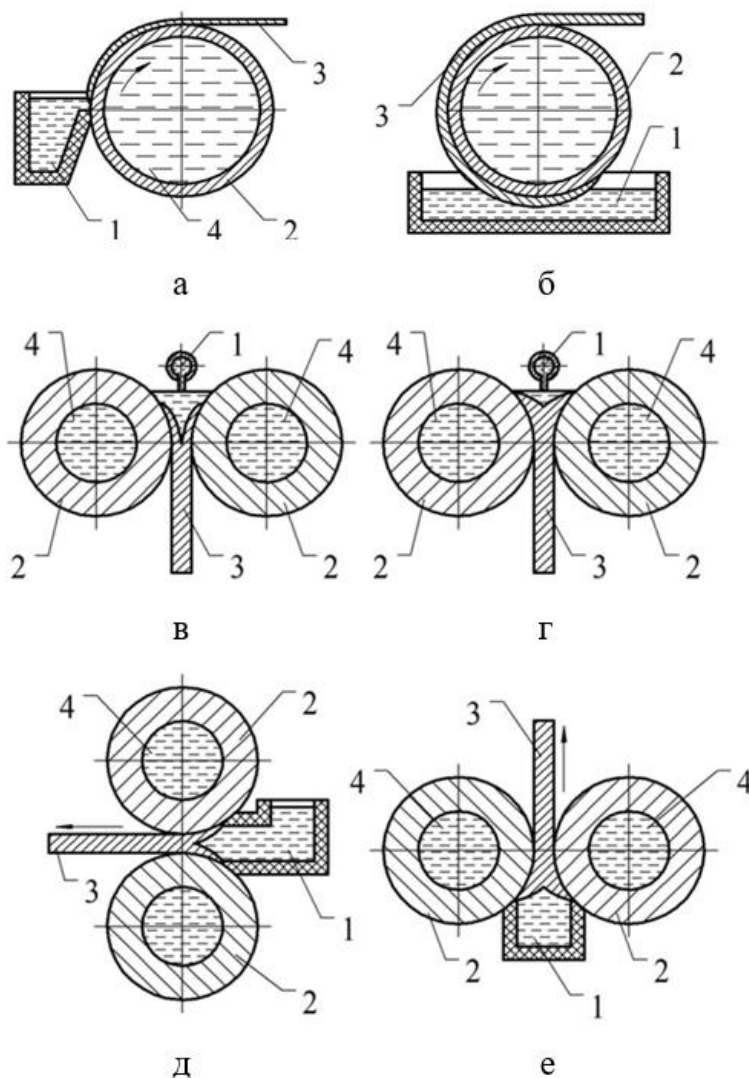


Рис. 1.5 – Схеми лиття металів на валковий кристалізатор [20]:

1 – рідкий метал; 2 – валок-кристалізатор; 3 – заготовка (штаба);  
4 – охолоджуюча вода

Схема лиття з подачею розплаву знизу має деякі переваги перед схемою з вертикальним розташуванням валків і подачею розплаву збоку: симетричні умови формування заготовки, менша металоємність літнікової системи, рівномірна по ширині валків температура. Однак для отримання штаби без газових бульбашок і рихлості потрібно більш висока міра дегазації розплаву,

тому на практиці найбільш широко застосовується подача зверху або похила подача.

У металургійній практиці застосовуються, в основному, дві схеми валкової розливки металів [20, 28]: без деформації та з деформацією одержуваної листової заготовки або, відповідно, рідка прокатка (рис. 1.5, в) та беззливкова прокатка (рис. 1.5, г-е).

Лиття у валковий кристалізатор за схемою рідкої прокатки (рис.1.5, в) полягає в тому, що заготовка у вигляді штаби формується в результаті зварювання під тиском двох кірок, що намерзли у ванні з розплавом на поверхнях двох валків, що обертаються в протилежні сторони. У заготовці, що виходить з валків, може міститися деяка кількість рідкої фази, так як зростаються фронти кристалізації з нерівномірним профілем і рідина в зоні обтиснення кірок не повністю видавлюється з твердорідкої частини. У цьому випадку товщина заготовки ( $h$ ) розраховується за такою формулою [20]:

$$h = \xi_m + \xi_{ж}, \quad (1.1)$$

де  $\xi_m$  – наведена товщина твердої фази намерзлих на двох валках кірок;  $\xi_{ж}$  – наведена товщина рідкої частини заготовки.

Остаточне тверднення заготовки відбувається після її виходу з валків внаслідок перерозподілу температури у стрічці та теплообміну з навколишнім середовищем. Повністю затверділа заготовка не деформується при цьому, тому швидкість руху кірок у ванні та швидкість виходу штаби дорівнюють лінійній швидкості обертання валків.

При литті металу у валковий кристалізатор за схемою беззливкової прокатки (рис. 1.6) стрічка формується в результаті прокатки кірок, що намерзли у ванні з розплавом на поверхнях двох валків, що обертаються в протилежні сторони. Товщина штаби, що виходить із валків ( $X$ ) менше сумарної товщини намерзлих на валках кірок і визначається наступним чином [20]:

$$h = 2\xi_e (1 - \varepsilon), \quad (1.2)$$

де  $\xi_{\epsilon}$  – середня товщина кірки металу на валку в точці зростання зустрічних фронтів кристалізації;  $\epsilon$  – ступінь обтиску намерзлих кірок.

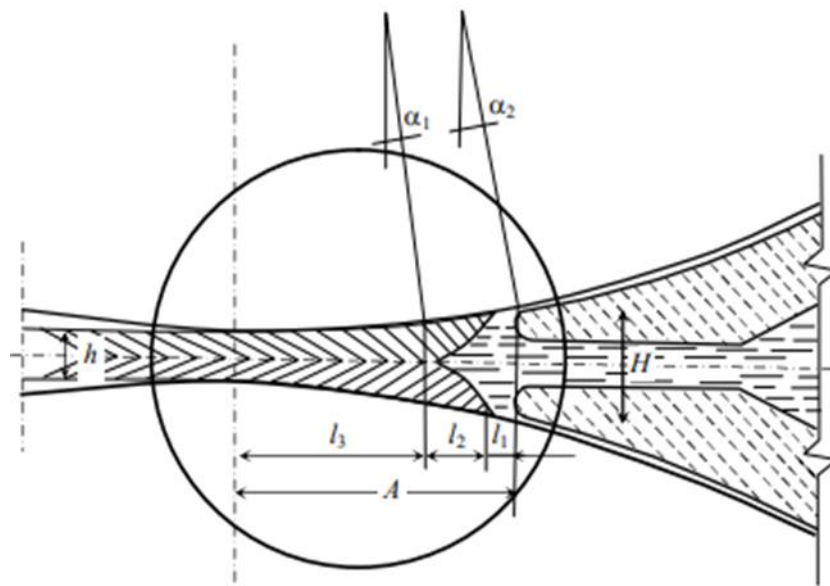


Рис. 1.6 – Схема зони лиття та прокатки при двовалковій розливці металів

У зоні прокатки відбувається деформація (обтиск) намерзлих на валках кірок, інтенсивне охолодження стрічки при контактному теплообміні з кристалізатором та зміна кута нахилу ( $\alpha_l$ ) та розмірів первинних кристалів (рис. 1.6, зона  $l_3$ ). Протяжність зони деформації вибирають з таким розрахунком, щоб забезпечити отримання стрічки без тріщин та розривів зі структурою, близькою до структури гарячекатаного листа. Ступінь деформації (обтиску) кірки ( $\epsilon$ ) при цьому визначається з виразу:

$$\epsilon = H/h, \quad (1.3)$$

де  $H$  – сумарна товщина кірок при вході в зону обтиску;  $h$  – товщина листової заготовки на виході з валків.

В умовах поєднання лиття з прокаткою швидкість руху кірок у зоні деформації менше швидкості руху валків, а швидкість виходу штаби з валків, навпаки, – більше, тобто є випередження порядку від 5 до 30% [20].

Для всіх можливих схем розливки-прокатки металів умови теплообміну між розплавом і валком-кристалізатором відіграють вирішальну роль у забезпеченні стійкості процесу в цілому. Вони є головним фактором, що визначає товщину заготовок, характер їхньої кристалічної будови, якість поверхні та наявність дефектів [24, 27-36].

Незалежно від типу металевих сплавів є загальні вимоги до теплових характеристик їх валкової розливки. Наприклад, при литті за схемою беззливкової прокатки заливку розплаву всіх типів металевих сплавів здійснюють з мінімально можливою температурою перегріву ( $\Delta t_{пер.}$ ). При цьому температуру розплаву в печі вибирають з урахуванням теплових втрат на шляху руху до валка-кристалізатора. Температуру поверхні валків у квазістаціонарному режимі лиття незалежно від типу металевого сплаву підтримують у межах від 60 до 120°C [30, 33, 35].

При валковій розливці-прокатці металів температура охолоджувальної води, яка подається у валки-кристалізатори, повинна мати значення на рівні від 10 до 20°C. Температура штаби на виході з валків-кристалізаторів для чистих металів зазвичай становить близько 2/3 температури кристалізації. ( $t_{кр.}$ ), а для металевих сплавів практично відповідає температурі солідуса ( $t_{сол.}$ ) [30, 33, 35].

На відміну від традиційних способів розливки, валкова розливка-прокатка металів характеризується деякими особливостями формування литих заготовок. Прискорена кристалізація розплаву забезпечує рівномірний розподіл легуючих елементів (домішок) у твердому розчині та формування дрібнокристалічної структури (розмір дендритів зменшується до 5 разів), а також менш виражену забрудненість металу неметалевими включеннями, високу чистоту поверхні та підвищений рівень механічних характеристик [32, 34, 36].

Макроструктури штаб, одержуваних валковим литтям, значно тонше, ніж у заготовок, одержуваних кристалізатором ковзання, і мало відрізняються від структур зовнішніх шарів заготовок, одержуваних литтям в електромагнітний

кристалізатор. Розмір дендритного осередку в залежності від параметрів процесу та товщини заготовок (штаб) становить від 5 до 30 мкм. При цьому механічні характеристики заготовок знаходяться на тому ж рівні, що і властивості злитків з тих же матеріалів, відлитих традиційними способами, а при литті з обтисканням наближаються до гарячекатаних смуг [21, 29, 32, 33, 37].

Якість поверхні стрічок залежить від технологічної схеми отримання. При литті методом беззливкової прокатки (рис. 1.5, г-е) шорсткість поверхні стрічок відповідає шорсткості поверхні валків. Стрічки, відлиті за схемою рідкої прокатки (рис. 1.5, в), мають більш шорстку поверхню, ніж валки. Співвідношення параметрів шорсткості штаб та шліфованих валків ( $R_{z.л.}/R_{z.в.}$ ) при литті металевих сплавів за цією схемою (рис. 1.5, в) складає від 2 до 4 [28, 31, 33, 34].

Основними дефектами штаб, отриманих методом валкової розливки-прокатки металів, є: різнотовщинність по ширині та довжині стрічок, тріщини, структурна неоднорідність та пористість. Основною причиною їх виникнення є неоднорідність умов формування заготовок по довжині валків, що виникає внаслідок порушення умов подачі розплаву до валків та режиму їх охолодження, нерівномірність нанесення мастила на валки та налипання (внаслідок цього) металу на поверхню валків та інше. [21, 28, 29, 32, 37, 38].

Основні особливості процесу валкової розливки були вперше сформульовані ще 1865 року англійським інженером-винахідником Генрі Бессемером [39]. Але через технічну складність організації процесу валкової розливки його промислова реалізація відстала від ідеї майже на сто років і на практиці була здійснена у 50-х роках минулого сторіччя. Технологія вперше була випробувана на чистому алюмінії американською фірмою Hunter Engineering (нині FATA Hunter), а також у СРСР під час виробництва покрівельних листів із чавуну [39-44]. На даний момент сучасні промислові ливарно-прокатні установки типу SuperCasterPlus® фірми FATA Hunter або Jumbo 3CM® фірми Novelis (до

об'єднання в 2005 році – Pechiney) забезпечують отримання листів шириною від 2300 до 2350 мм при мінімальній товщині 2,5 мм. [41-45]. При цьому основним матеріалом, що обробляється, залишається технічно чистий алюміній, який використовується в більшості випадків для виробництва харчової фольги.

Публікації про успішні результати безперервної розливки сталі у тонкі смуги на валкових установках з'явилися після 1980 року. На дослідних установках відпрацьовувалася технологія виливки тонких смуг зі сталі різних марок, головним чином нержавіючих та електротехнічних. Наприкінці 1980-х років було проведено безліч досліджень з відпрацювання технології валкової розливки сталевих смуг та стрічок завтовшки від 1 до 10 мм. Експерименти здійснювалися на 18 досвідчених та пілотних установках із двовалковими кристалізаторами, у тому числі: у Західній Європі – 7, Японії – 10, США – 1 [46-48].

Виробництво сталевих листів методом валкової розливки в даний час промислово здійснюється на п'яти технологічних лініях у США, Німеччині та Південній Кореї. Ще один агрегат будується фірмою Bao Steel у КНР [47]. Компанії, що займаються проблемою отримання сталевих смуг на двовалкових машинах, почали виробляти спільні програми. У Європі результати досліджень фірм Thyssen Krupp Stahl AG (Німеччина) та Usinor (Франція) щодо проекту Myosotis були об'єднані в один європейський проект Eurostrip [47, 48]. Мета цього проекту полягала у спорудженні на заводі у м. Крефельд (Німеччина) фірми Krupp Thyssen Nirosta GmbH (КТН) першої в Європі промислової установки для прямого лиття сталевих смуг.

У 2000 році було підписано угоду між компанією Nucor (США), фірмами ВНР (Австралія) та ІНІ (Японія) про створення спільного проекту Castrip LLC з метою впровадження розробок ВНР та ІНІ у США на заводі фірми Nucor у місті Кроуфордсвіл. Введення в промислову експлуатацію установки Castrip здійснено у травні 2002 р. При швидкості розливки від 55 до 80 м/хв товщина литої штаби

з низьковуглецевої сталі на виході з валків становила від 1,6 до 2,0 мм, а остаточна товщина штаби після обтиснення від 1,0 до 1,5 мм. Другий агрегат Castrip було введено в експлуатацію у 2010 р. на заводі Nucor Yamato Steel у м. Блутвілл (США) [21, 34].

Предметом основної дискусії між розробниками проектів «Castrip» та «Eurostrip» було питання вибору діаметра валків-кристалізаторів. Збільшення діаметра валків дозволяє знизити теплове навантаження на валки та їх температуру, збільшити відбір тепла від металу, що розливається, і підвищити внаслідок цього швидкість розливки. Виходячи з цих передумов компанія Eurostrip вирішила використовувати валки діаметром 1500 мм, тоді як Castrip застосовує валки діаметром 500 мм. Практика підтвердила складність та високу вартість реалізації процесу беззливкової прокатки з використанням валків діаметром 1500 мм, тому цей проект було припинено [49].

Обмежуючим чинником більш широкого поширення технології валкової розливки-прокатки є недостатня сьогодні експериментальна база щодо лабораторних досліджень, і навіть неповна інформація у зарубіжній та вітчизняній науково-технічній літературі про результати виконаних досліджень. В основному, натурними дослідженнями процесу валкової розливки-прокатки металів на сьогоднішній день займаються п'ять відомих світових наукових центрів: інститут технологій (Осака, Японія), інститут вивчення заліза імені М.Планка (Дюссельдорф, Німеччина), Рейн-Вестфальська вища технічна школа (Аахен, Німеччина), оксфордський університет (Оксфорд, Великобританія) та інститут промислових матеріалів (Боучервіль, Канада) [50].

Аналіз доступних на сьогоднішній день результатів робіт перерахованих наукових центрів та інших авторів показує, що основною проблемою двовалкової розливки-прокатки металів залишається нестабільність самого процесу, пов'язана з такими, часто взаємно пов'язаними, а іноді і взаємно виключаючими факторами як [21-24, 27, 31, 33, 43, 44, 51-69]:



- технічна складність забезпечення рівномірного розподілу рідкого металу по всій ширині валків, у тому числі через прояви гідравлічних ефектів, пов'язаних із властивостями рідини, що визначають поступове звуження потоку;

- складність управління гідродинамічними параметрами розливки як за рахунок зміни статичного тиску розплаву у проміжному ковші, так і внаслідок регулювання його масової витрати стопорними та шибєрними затворами;

- складність управління тепловим станом розплаву, що надходить у міжвалковий простір, пов'язаний з тим, що у проміжному ковші складно організувати додатковий підігрів металу безпосередньо перед розливкою;

- надзвичайно висока динаміка процесу (швидкість витягування заготовки іноді в 10...20 разів перевищує показники традиційних технологій безперервного лиття сталі у сляби), що, безсумнівно, грає вирішальну роль у процесі формування заготовок;

- небезпека бокового затікання розплаву внаслідок «видавлювання» його валками з міжвалкового зазору.

У результаті сумарного впливу перерахованих факторів отримувана методом двовалкової розливки-прокатки продукція за своєю якістю часто поступається продукції, виготовленою традиційними способами [60, 61, 63, 64, 66, 69, 70].

Для забезпечення стабільності процесу валкової розливки металів намагаються використовувати різні прийоми та інструментарії. Якщо говорити, наприклад, про оптимальний спосіб підведення розплаву металу в міжвалковий простір, то намагаються забезпечити такі умови: відсутність стоячих хвиль на меніску розплаву і, відповідно, мінімальна пульсація поверхні металу; гідродинаміка розплаву має забезпечити найбільшу ефективність спливання неметалевих включень; потоки металу в рідкій ванні повинні мати такі траєкторії, які забезпечували б безпеку (без розмивів) затверділих на поверхнях валків кірок [55, 57, 59-62, 67, 68, 70].

Вирішальну роль у забезпеченні якості листової продукції при валковій розливці будь-якого типу металевого сплаву грає процес його кристалізації та прокатки у валках-кристалізаторах. Візуальна оцінка якості одержуваного листа здійснюється за наявності поверхневих дефектів переважно у вигляді поперечних тріщин. Причиною виникнення таких тріщин в листі при двовалковій розливці металів, мабуть, є внутрішні термічні напруги, які виникають через неоднорідність охолодження внутрішніх і зовнішніх шарів заготовки, що формується. Крім того, на цій же ділянці виникає ефект «прокатки» листа, який породжує додаткові поздовжні напруги, що розтягують, і деформації в його поверхневих шарах. Внутрішня напруга також виникає при згинанні смуги, проте цей фактор, як правило, не настільки важливий, тому що не спостерігається відмінностей у характері розтріскування верхньої та нижньої поверхонь заготовок [57, 63, 64, 69].

У запобіганні утворенню тріщин та забезпеченню однакової товщини листа важливу роль відіграє сталість рівня металу між валками з високою точністю ( $\pm 2$  мм) та мінімальне коливання поверхні розплаву. З цією метою використовуються спеціальні пристрої для подачі розплаву в міжвалковий простір (наприклад, склянки типу бобровий хвіст), які дозволяють розосередити потоки розплавів при литті тонких слябів. Інший підхід - виготовлення розливних склянок клиноподібної форми з так званою системою «дошового» закінчення розплаву в донній частині [67, 68]. Використання таких пристроїв забезпечує рівномірне розподілення металу по ширині валків при постійній температурі і невелику швидкість надходження металу в зазор між валками.

Зменшенню розтріскування заготовок сприяють також ті заходи, які спрямовані на вирівнювання температур їхньої поверхні, у тому числі за рахунок збільшення шорсткості поверхні валків та використання спеціального поверхневого покриття на них (наприклад, оксидно-цирконієвого) [28, 30, 35, 49].

Безпосереднє спостереження та вивчення процесів (теплофізика та гідродинаміка розплаву, параметри кристалізації та деформації тощо), що відбуваються у міжвалковому просторі, через їх високу динамічність та закритість самої зони залишається практично неможливим для дослідника. Тому єдину можливість для дослідження цих процесів надають лише методи математичного та фізичного моделювання (тобто створення математичних та фізичних моделей, що описують процеси валкової розливки-прокатки). Фізичні моделі, головним чином, використовуються для вивчення конкретної проблеми чи визначення впливу кількох чинників (зазвичай, застосовується метод локального фізичного моделювання). Весь процес розливки-прокатки металів загалом, зазвичай, вивчають з допомогою аналітичних підходів чи чисельних методів розрахунків (математичних моделей). Теоретичні дослідження зазвичай ділять на рішення окремих завдань: аналізи гідродинаміки металу в рідкій ванні при його кристалізації; аналіз температурних полів з перерізу металу та валків; оцінка процесів кристалізації та пластичного перебігу металу в зоні деформації [34, 71-88].

Особливості тепломасоперенесення при валковій розливці-прокатці зумовили використання тривимірних моделей насамперед при моделюванні гідродинамічних ефектів у ванні рідкого металу. Серед комплексних об'ємних моделей можна виділити роботи, які дозволяють розглядати характер та вплив турбулентності в зоні кристалізації-деформації на температурне поле металу та положення фронту кристалізації при розливці-прокатці низьколегованих сталей та чистого алюмінію [72, 79, 80, 82, 84]. Цікаві результати отримані за допомогою потужного математичного апарату в роботах для аналізу температурного поля металу та валків при розливці високотемпературних металів та сплавів [73, 75, 76, 81, 86, 88]. Аналіз цих робіт показує, що є перспектива подальшого розвитку математичних досліджень на основі чисельних методів для більш широкого спектру металевих сплавів. Зокрема, метод кінцевих елементів, які дозволяли б

одночасно описувати швидкості течії металу, температурні поля металу та валків та структурні перетворення в зоні кристалізації-деформації.

Прогнозуванню структурних перетворень у металах при їх кристалізації-деформації між валками, що обертаються, на основі математичних моделей присвячено наступні публікації [71, 74, 77, 78, 83]. Основна увага в них приділяється вивченню впливу температури розплаву та швидкості його охолодження на кінетику утворення включень між дендритами затверділого металу. Крім цього, використовуючи емпіричну функцію "квадратного кореня", визначено теоретичні залежності довжини зони кристалізації-деформації від швидкості тепловідведення (інакше швидкості обертання валків). При цьому зазначені геометричні параметри зон характеризувалися авторами робіт не абсолютними лінійними розмірами, а величиною кута контакту металу, що повністю затвердів, з валком і повного кута контакту металу з ним.

Перша розроблена математична модель, що описує гідродинаміку розплаву металу та його кристалізацію у міжвалковому просторі, була одномірною [71, 75]. Вона дозволяла отримати розподіл швидкостей, температур та напруг по довжині зони кристалізації-деформації. Надалі одномірна модель була розширена до двох вимірів, головним недоліком якої є неточний опис характеру форми зони кристалізації-деформації [76, 77]. У двовимірній моделі так само як і в одновимірній моделі, використовується метод кінцевих різниць визначених параметрів. Остання модель досить точно описує поля швидкостей та температур у металі.

Подальший розвиток математичного моделювання течії металу у валковому кристалізаторі пов'язаний із застосуванням методу кінцевих елементів (тобто створення тривимірної моделі) [78, 79]. У цих публікаціях показано можливість застосування CFD-систем для моделювання гідродинаміки розплаву металу в міжвалковій зоні та досліджено за допомогою створеної тривимірної

моделі вплив на неї конфігурації живильника. Головний недолік цієї моделі полягає у неможливості врахування зміни властивостей металу при твердненні.

Автором роботи [80] для визначення положень ліній ліквідус і солідус в сплаві, що твердне, запропонований оригінальний метод, що полягає в багаторазовій перебудові кінцево-елементної сітки, що вимагає значних часових ресурсів і є порівняно складним. Для вивчення процесу кристалізації металу у двовалковому кристалізаторі розроблено й інші математичні моделі, в яких використані як власні вирішувачі, так і розроблене вузькоспеціалізоване раніше комерційне програмне забезпечення [82, 83]. При цьому перший підхід є більш трудомістким, а другий менш універсальним.

Існує й інше альтернативне рішення при виборі бази для математичної моделі, в якому крім комплексних програмних пакетів використовується пакет ANSYS американської компанії «Ansys Inc» [80, 84-89]. Перевагою останнього програмного забезпечення є наявність кінцево-елементного типу моделі та гідрогазодинамічного модуля Flotran, який дозволяє спільно вирішувати теплофізичні завдання та розраховувати потоки розплаву металу (тобто гідродинамічні завдання), що має змінну в'язкість. Використання пакета ANSYS значно розширює можливості пов'язаного рішення теплофізичних та гідродинамічних завдань та збільшує спектр даних, які можна отримати математичним моделюванням процесу валкової розливки-прокатки [80, 87, 89]. Крім цього, відмінна особливість модуля Flotran полягає ще й у можливості розгляду металу як неньютонівської рідини, в результаті чого користувачем можуть бути пов'язані між собою температура, умовна в'язкість і швидкість зсувної деформації в металі, що розливається [71, 84].

Універсальність даного програмного забезпечення розширює можливості користувача при вивченні процесів валкової розливки металів. Наприклад, у деяких роботах спільно з пакетом ANSYS застосовуються користувацькі макроси UPF для спільного вирішення теплової та гідродинамічної задач при

перебігу металу між валками-кристалізаторами [87–89]. Така комплексна модель дозволяє отримувати поля швидкостей та температур, як у зоні кристалізації-деформації металу, так і температурні поля бандажів валків.

Розроблено також комплексну модель для спільного розрахунку температур, напруг та деформацій у процесі валкової розливки-прокатки металів [90]. У цій моделі враховуються ефекти від вільної та вимушеної конвекції розплавленого металу між валками-кристалізаторами, процесу усадки металу, що затвердіває, виділення прихованої теплоти кристалізації в зоні міжфазового переходу, а також неоднорідності деформації в зоні прокатки литої заготовки.

Автори публікації [91] представили термомеханічну модель процесу валкової розливки-прокатки для різних металевих сплавів. Тут розглянуто взаємозв'язок процесів термодинамічного тверднення та механічної деформації металу між валками з урахуванням тепломасообмінних процесів між ними. У цій моделі взаємопов'язані процеси термодинамічного тверднення та механічної деформації металу між валками з урахуванням тепломасообмінних процесів між ними. [91].

У роботі [92] при моделюванні процесу валкової розливки-прокатки алюмінієвого сплаву використано модель Ананда, в якій враховуються пружні, пластичні та температурні деформації металу. При розробці цієї програми авторами роботи завдання вирішувалося у двовірній моделі і робилися такі наближення: припускали, що всі механічні та термічні властивості сплаву, що вивчається, крім в'язкості та теплоємності, не залежать від температури; коефіцієнти тертя та тепловіддачі між валками та листовою заготовкою вважалися постійними.

Таким чином, всі наведені вище математичні моделі не дозволяють розглядати систему валок-метал як єдине ціле, а дають уявлення лише про приватні рішення, в яких багато факторів процесу валкової розливки-прокатки металів неможливо враховувати, і внаслідок цього не завжди є коректними при

застосуванні в практиці. Відповідно, існує можливість для вдосконалення відомих та створення нових математичних моделей для комплексного всебічного вивчення процесу валкової розливки-прокатки металів.

### **1.3. Сучасний стан теорії та технології отримання якісного листа зі сплавів на основі алюмінію.**

Найпоширеніша промислова технологія, яка сьогодні використовується для отримання листового прокату зі сплавів на основі алюмінію, подібно до сталепрокатного виробництва, складається з двох роздільних етапів: 1 етап – отримання литих заготовок; 2 етап – термічна та механічна обробка отриманих заготовок. Основні етапи такого технологічного процесу отримання гарячекатаного листа з алюмінієвих сплавів складається з наступних операцій, що послідовно проводяться. [1-7, 40]:

*Лиття заготовок* – в даний час заготовки, переважно, отримують у вигляді слябів, відлитих методом напівбезперервного лиття, використовуючи для цього кристалізатори ковзання або електромагнітні кристалізатори (дозволяють отримувати заготовки з високою якістю поверхні та структури).

У деяких металургійних підприємствах заготовки для прокатки в листовий металопрокат спочатку отримують у вигляді злиwkів у виливницях. Отримані злитки піддають слябінгу, в результаті якого шляхом термомеханічної обробки їх переробляють у сляби для подальшої прокатки.

*Гомогенізація та різання заготовок у міру* з метою зменшення хімічної неоднорідності заготовок та зняття залишкових термічних напруг, що виникають при литті. У результаті гомогенізації відбувається значне збільшення пластичних властивостей заготовок, що робить їх більш придатним для гарячої прокатки.

Гомогенізацію здійснюють шляхом нагрівання заготовок у тунельних печах до температури, близької до температури солідуса (за діаграмою стану), тривалої витримки при цій температурі та повільного охолодження разом із

піччю. Різання заготовок здійснюють дисковими фрезами на спеціальній лінії різання.

*Фрезерування* – операція, призначена для видалення з поверхні заготовок ліквідаційних напливів. Для цього поверхні заготовок піддаються суцільному двосторонньому фрезеруванню зі зняттям з кожної сторони шару завтовшки 0,012 - 0,015 м.

*Миття та сушіння заготовок* проводиться гарячою водою при температурі 60 ... 80 °С під тиском до 1000 кПа на мийно-сушильному пристрої для видалення з їх поверхонь бруду та мастила.

*Плакування заготовок* – термомеханічне нанесення на їхню поверхню тонкого захисного шару іншого металу або сплаву. Плакування піддають, як правило, заготовки зі сплавів Д1, Д16, В95 шляхом прокатки після нагрівання з накладеними з обох сторін планшетами з матеріалу, що наноситься (з алюмінію АД1 або АЦпл). Плакування дозволяє зберігати основний метал від корозії та захистити поверхню заготовок від руйнування при подальшій гарячій прокатці.

*Нагрів заготовок перед гарячою прокаткою* полягає в нагріванні заготовок вище температур рекристалізації даного конкретного сплаву і призначений для зниження їх властивостей міцності і підвищення пластичних властивостей.

Час нагріву заготовок підбирають таким чином, щоб забезпечити їх рівномірне нагрівання по всьому перерізу. Тривале нагрівання може призвести до надмірного окиснення поверхні заготовок. Для нагрівання заготовок застосовують електричну піч із крокуючими балками. Після нагрівання у печі заготовки по рольгангу прямують к прокатному стану.

*Гаряча прокатка* – головна операція у технологічному циклі виробництва листових напівфабрикатів з алюмінієвих сплавів. Процес гарячої прокатки полягає в обтисненні металу валками прокатного стану при температурах вище температур рекристалізації.



Кінцевою продукцією гарячої прокатки є листи та плити. Основна частина такої продукції надходить у вигляді рулонів завтовшки 3...10 мм. Гарячу прокатку алюмінієвих сплавів здійснюють в одноклітьових, двоклітьових і напівбезперервних станах. Напівбезперервні стани гарячої прокатки значно продуктивніші і дозволяють використовувати заготовки великої маси. До їх складу входять одна чи дві реверсивні чорнові кліті з еджерами, двоє ножиць та безперервна чистова група клітей. Кількість чистових клітей становить від трьох до шести, причому триклітьові групи бажано розширювати до п'ятиклітьових [2, 3, 40].

Сучасні напівбезперервні стани мають розкочувальні поля значної протяжності для забезпечення прокатки заготовок великої маси. Основним видом клітей є кліті кварто. Крім цього, до їх складу входять також еджерні кліті, напрямні лінійки, столи, що обертаються, штовхачі, ножиці, рольганги, моталки та інші. Спочатку проводиться поперечна гаряча прокатка (тобто поперек лінії осі слябу) до товщини 5...10 мм на реверсних станах, а потім - поздовжня прокатка до товщини 2,5...1 мм на напівбезперервних станах [2, 3, 40].

Найважливіша характеристика процесу прокатки – це ступінь обтиснення заготовки, що визначає якість продукції та продуктивність стану. При використанні семиклітинного напівбезперервного стану на перших проходах гарячої прокатки ступінь деформації становить 2...4%, оскільки заготовка має литу крупнозернисту структуру, низьку пластичність і при великих ступенях обтиснення можуть з'являтися тріщини. [2, 3, 40].

Процес прокатки супроводжується нерівномірністю ступеня деформації. Найбільш суттєво вона проявляється на бічних краях заготовок. Практично завжди при гарячій прокатці збільшується ширина прокату, що викликає утворення поздовжніх розтягуючих напруг в бічних гранях. При перших проходах зовнішні кромки заготовок виходять увігнутими, що сприяє їхньому розтріскуванню. Тому для усунення увігнутості та для опрацювання структури з

метою підвищення пластичних властивостей необхідна деформація штаби у вертикальних валках (еджерування). Розмір еджерування визначається таким чином, щоб штаба набувала свого первісного розміру по ширині. У першій реверсивній кліті відбувається кілька проходів, що супроводжуються подвійними еджерними проходами, потім метал піддається прокатці у другій реверсивній кліті. Після цього гільйотинними ножицями обрізаються торцеві кінці штаби (для виключення явища серповидності при прокатці в безперервній групі) і смуга подається в безперервну п'ятиклітинну групу. Після цього обрізаються бічні кромки штаби дисковими ножицями, штаба змотується в рулон або подається в лінії різання товстих листів [2, 3, 40].

Практичне використання інноваційної *технології валкової розливки-прокатки* (іноді використовують термін беззливкова прокатка) в алюмінієвій промисловості, на відміну від сталепрокатного виробництва, має тривалішу історію [41-44]. При виробництві фольгової заготовки поєднання процесу розливки і прокатки в єдиний нерозривний технологічний ланцюжок має головну перевагу, що полягає у відсутності заготовельних станів для попередньої гарячої прокатки і більш відповідний розмір перерізу для подальшої холодної прокатки. Виробництво фольгової заготовки на машинах беззливкової прокатки (БП) призводить, відповідно, до зниження кількості операцій попередньої обробки і, як наслідок, до підвищення продуктивності процесу, зниження капітальних витрат, у тому числі за рахунок підвищення виходу придатного металу до 98% і скорочення чисельності обслуговуючого персоналу.

А при використанні в технології виробництва листової продукції слябів, отриманих із зливків, за рахунок обрізання його донної та литникової частин вихід придатного металу з лиття становить менше 80%. Крім цього, при виробництві фольги зі зливкового слябу не можна отримати рулон необхідної довжини через обмеженість розмірів (довжини) самої заготовки [1, 2].

Як було зазначено вище, валкові машини для лиття алюмінієвих листових заготовок відрізняються способами подачі металу у валки: збоку, зверху та знизу (рис. 1.5). Перші спроби отримати листову алюмінієву заготовку були проведені фірмою «Grown Cork and Seal Co.». Подача розплаву з технічно чистого алюмінію на поверхню валків-кристалізаторів здійснювалася зверху при температурі 680°C, при цьому отримували штаби товщиною 3 мм і довжиною 150 м [39].

У 1956 році в США була введена в промислову експлуатацію установка для отримання алюмінієвої листової заготовки за способом Хантера (фірма "Hunter Engineering") [44], який передбачав підведення розплаву знизу валків за допомогою спеціальних розподільчих пристроїв. Установка складалася з послідовно пов'язаних один з одним комбінованих вузлів: піч-міксер, ливарний агрегат з приводом, ролики, що тягнуть, ножиці для різання кромки і моталки. При виробничій потужності 1 т/год на установці отримували заготовку із чистого алюмінію товщиною 6,35 мм та шириною 1260 мм для виробництва фольги.

Певний період хорошим попитом користувалися французькі ливарні машини фірми «Pechsiney-Coguard», які мали підведення рідкого металу збоку. У 1962 році фірмою «Pechsiney» було запатентовано так званий метод «безперервного лиття алюмінієвої смуги» [39, 44].

Загалом, до кінця 70-х років XX століття у світовій алюмінієвій промисловості знайшли застосування три основних типи машин беззливкової прокатки з підведенням розплаву збоку (фірми «Pechsiney»), з підведенням розплаву знизу (фірми «Hunter Engineering») і з підведенням розплаву в валки під кутом 60° к горизонту (фірми Super Caster). Всі ці типи машин, головним чином, використовувалися для отримання продукції, що використовується в харчовій промисловості (листовий прокат, фольга) та в будівельній галузі (листовий прокат). До кінця 90-х років XX століття кількість машин із поєднаними процесами лиття та прокатки у світовій алюмінієвій промисловості становила 160 шт. [39, 44].

Як свідчать багаторічні світові дослідження та практика впровадження у промисловість технологій безперервного лиття металевих сплавів на рухомий кристалізатор, найбільш успішною та адаптованою з них є технологічна схема лиття у двовалковий кристалізатор.

Найбільш важливим процесом для всіх типів технологічних схем валкової розливки-прокатки будь-яких сплавів є тверднення (намерзання) кірок металу з перегрітого розплаву на ділянках робочих поверхонь водоохолоджуваних валків-кристалізаторів (рис. 1.5). Тверднення розплаву відбувається з високою інтенсивністю теплообміну між металом і валком-кристалізатором, за відсутності повітряного зазору між кіркою та поверхнею валка та безперешкодної подачі перегрітого розплаву к фронту кристалізації. Це створює сприятливі умови для одержання листової заготовки із щільною дрібнокристалічною структурою [47].

Залежно від швидкості розливки та інтенсивності тепловідведення від розплаву, що твердне, змінюється товщина намерзлої на поверхні валків кірки, від якої залежить довжина зони деформації та ступінь обтиску затверділого металу. Збільшення цих двох параметрів може призводити до різнотовщинності литої заготовки, інтенсивного прилипання металу до поверхні валків, до спотворення їхньої геометрії і, як наслідок, до погіршення якості поверхні штаби (листа). Щоб отримати листові заготовки без перерахованих недоліків, на думку деяких авторів, необхідно обмежити ступінь їх пластичної деформації при обтисненні в двовалковому кристалізаторі до мінімальної величини, тобто провести валкову розливку металів за схемою рідкої прокатки (рис. 1.5, в) [20, 47, 48].

У деяких роботах з валкової розливки-прокатки зазначається, що інтенсивна формозміна металу (тобто валкова розливка металів за схемою беззливкової прокатки – рис. 1.5, г-е) покращує мікроструктуру заготовок за рахунок зварки пір, дроблення литої структури та утворення нових зерен у результаті рекристалізації. Є підтверджені практикою результати щодо листових

заготовок із чистого алюмінію та його сплавів, з яких видно, що для досягнення оптимальних значень характеристик структур та рівня механічних властивостей їх необхідно піддати обтиску на рівні мінімум до 20...30% [12, 21, 28, 34, 41].

З наведених даних випливає, що ступінь деформації металів щодо оптимальних параметрів їх валкової розливки-прокатки може розглядатися як інтегральний показник. Розуміння важливості даного фактора є основною лінією, що проходить через багато робіт і присвячених вивченню процесу одержання смуг безпосередньо з розплаву в установках із двовалковим кристалізатором.

Чистий алюміній став першим металом, на якому перспективна технологія двовалкової розливки-прокатки була успішно відпрацьована та впроваджена у промислову практику. Технічно чистий алюміній нині найчастіше використовується для виробництва харчової фольги. А сплави, близькі до чистого алюмінію, використовуються для листової продукції та листових профілів у будівництві та інших галузях.

Згідно з даними авторів статті [49] з початку 80-х років XX століття на двовалкових агрегатах також освоєно розливку-прокатку термічно зміцнених сплавів алюмінію систем Al-Mn і Al-Mg середньої міцності. Ці алюмінієві сплави мають інтервал кристалізації близько 50°C та спектр їх застосування обмежений харчовою (виробництво посуду) та будівельною (виробництво листа та профілю) галузями.

Але для автомобілебудування, авіації та космічної техніки найбільший інтерес становлять високоміцні термічно зміцнені алюмінієві сплави систем Al-Cu-Mg та Al-Zn-Mg-Cu. Однак, технологія виробництва листів (штаб) із зазначених матеріалів за допомогою валкової розливки-прокатки досі не існує. Насамперед це пов'язано з широким інтервалом кристалізації сплавів цих систем (130 ÷ 160°C). Якщо врахувати головну особливість цього методу розливки – високу динаміку процесу, то очевидна складність одночасного управління такими важливими параметрами технології, як: температура і швидкість подачі

розплаву, швидкість обертання валків і товщина зазору між ними, температура і швидкість подачі води, що охолоджує [51, 53, 72, 73]. У зв'язку з цим, для розробки технології виготовлення тонкого прокату з високоміцних алюмінієвих сплавів, що термічно зміцнюються, з широким інтервалом кристалізації методом двовалкової розливки необхідний алгоритм взаємозв'язку цих параметрів. Реалізація такого алгоритму можлива лише за наявності фізико-математичних моделей поведінки розплаву металу, починаючи з його подачі в міжвалковий зазор, подальшої кристалізації та деформації.

Таким чином, з аналізу викладеного матеріалу можна констатувати, що розробка комплексу технічних і технологічних рішень для отримання якісної листової металопродукції з високоміцних термічно зміцнюваних алюмінієвих сплавів (B95 та ін.) суміщеним способом лиття і прокатки є актуальним та перспективним завданням з наукової та прикладної точки зору.

У результаті проведеного літературного аналізу було встановлено **мету** даної роботи, яка полягає у розробці науково-методичних підходів та практичних рекомендацій щодо реалізації валкової розливки-прокатки високоміцних алюмінієвих сплавів з отриманням листового прокату з підвищеними механічними властивостями.

Для вирішення поставленої мети необхідно виконати наступні **завдання**:

- математичним моделюванням у програмі ProCAST з'ясувати особливості тепло-масообмінних процесів у валковому кристалізаторі при розливці досліджуваних алюмінієвих сплавів;
- фізичним моделюванням встановити основні закономірності теплообміну у валковому кристалізаторі залежно від параметрів розливання досліджуваних алюмінієвих сплавів;
- фізичним моделюванням процесів валкової розливки металевих сплавів на прозорих органічних середовищах визначити трансформацію кристалічної будови листової заготовки при переході із зони кристалізації в зону прокатки;

- встановити залежність структури литих заготовок від складу алюмінієвих сплавів та швидкості їх охолодження при розливанні;
- встановити закономірності взаємозв'язку властивостей кінцевої листової металопродукції з досліджуваних алюмінієвих сплавів з первинною структурою литих заготовок з них;
- розробити науково обґрунтовані технологічні та технічні рішення для отримання якісної листової металопродукції з досліджених алюмінієвих сплавів суміщеним способом лиття та прокатки.

## РОЗДІЛ 2

### МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 2.1. Досліджувані матеріали та обладнання для експериментів.

Для фізичного моделювання дослідне середовище вибиралося виходячи з наступних міркувань [93-101]: прозорість – для забезпечення візуальності досліджуваних процесів; невисока швидкість кристалізації – для точності значень, що фіксуються; температура плавлення не вище 100°C – для зручності роботи; нетоксичність – для забезпечення безпеки тощо. Реальними металевими матеріалами, що досліджувались, були широкий спектр алюмінієвих сплавів (АД35, АМг5 і В95), які відносяться до найбільш поширених представників деформованих та зміцнюваних термічною обробкою алюмінієвих сплавів [102-104]. Хімічний склад досліджуваних алюмінієвих сплавів наведено у таблиці 2.1 [104]. Фізичні характеристики та температури фазових перетворень досліджуваних алюмінієвих сплавів наведені у таблиці 2.2 [102, 103].

Таблиця 2.1

Хімічний склад досліджуваних алюмінієвих сплавів

Сплав ГОСТ (EN)	Показ- ники	Легуючі елементи, %						
		Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
<b>В95</b> <b>(7075)</b>	Станд.	до 0,5	до 0,5	1,4- 2,0	0,2- 0,6	1,8 -2,8	0,1 -0,25	5,0 -7,0
	Факт	0	0,15	1,7	0,24	2,82	-	6,61
<b>АМг5</b> <b>(5056)</b>	Станд.	до 0,5	до 0,5	до 0,1	0,3-0,8	4,8-5,8	0,0- 0,25	до 0,20
	Факт	0,08	0,44	0,07	0,65	4,43	-	<0,2
<b>АД35</b> <b>(6082)</b>	Станд.	0,7-1,3	до 0,5	до 0,1	0,4-1,0	0,6-1,2	до 0,35	до 0,2
	Факт	0,82	0,12	0,21	0,75	0,89	0	<0,3



Таблиця 2.2

Фізичні характеристики та температури фазових перетворень досліджуваних  
алюмінієвих сплавів

Сплав Характеристики	АД35	АМг5	В95
Щільність, кг/м <sup>3</sup>	2700	2650	2850
Питома теплоємність, Дж/(кг·К)	1180	922	922
Теплопровідність, Вт/(м·К)	75	126	128
Температуропровідність, 10 <sup>5</sup> м/с <sup>2</sup>	2,35	5,16	4,87
Температура ліквідус, °С	650	632	630
Температура солідус, °С	590	568	470
Інтервал кристалізації, °С	60	64	160

З урахуванням вище наведених вимог, як середовище для фізичного моделювання процесів кристалізації використано органічний сплав камфену (90%) з трицикленом (10%), а для вивчення гідродинамічних процесів – звичайна вода (табл. 2.3) [93].

При виконанні даної роботи використано наступне обладнання: установка двовалкової розливки металів та різні печі – це основне обладнання; прилад для диференціально-термічного аналізу (ДТА) Derivatograph Q-1500-D, спектрометр АА320N, різні мікроскопи, цифрова фото- та відеотехніка, контактні та безконтактні пірометри, шліфувальна машина, установки для визначення механічних властивостей тощо – це допоміжне.

Таблиця 2.3

Фізичні характеристики та температури фазових перетворень модельних середовищ

<b>Мод. среда</b> <b>Характеристики</b>	<b>Камфен (90%) + трициклен (10%)</b>	<b>Вода</b>
Густина, кг/м <sup>3</sup>	845/815	920/1000
Питома теплоємність, Дж/(кг·К)	1180	4200
Теплопровідність, Вт/(м·К)	-/1,85	0,55/0,6
Температуропровідність, 10 <sup>5</sup> м/с <sup>2</sup>	-/14,2·10 <sup>-7</sup>	13,2·10 <sup>-8</sup> /14,3·10 <sup>-8</sup>
Температура ліквідус, °С	45	0
Температура солідус, °С	42	0
Інтервал кристалізації, °С	3	0

Примітка: у чисельнику – показники характеристик у твердому стані; у знаменнику – у рідкому стані.

На установці двовалкової розливки металів отримували литі листові заготовки товщиною до 4 мм з досліджуваних алюмінієвих сплавів. Індукційна піч Inductotherm VIP 125 с цирконієвим тиглем ємністю 10 л, габаритною потужністю 125 кВт використовувалася для виплавки алюмінієвих сплавів. Муфельна піч СНОЛ-1.6.2.0.0.8/9-М1 використовувалась для проведення термічної обробки дослідних зразків.

Диференціальний термічний аналіз (ДТА) проводили з використанням термоаналізатора «DuPont-990» з базовим модулем ДТА-1600 в атмосфері аргону

для визначення фактичних температур фазових перетворень сплавів, що вивчаються. Оптичні мікроскопи типу МІМ-8М і МІМ-10 використовувалися для металографічних досліджень зразків з алюмінієвих сплавів, що вивчаються, при збільшеннях до 600 крат. Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили за допомогою електронних растрових мікроскопів JSM-6360 та РЕМ 106.

Фото та відеофіксація досліджуваних процесів, структур зразків тощо здійснювали за допомогою сучасної цифрової техніки. За допомогою контактних та безконтактних пірометрів здійснювали контроль рідкого металу і поверхні листової заготовки, що відливається. Шліфувальна машина застосовувалася для підготовки зразків щодо металографічних досліджень, а установки для механічних випробувань – для визначення їх фізико-механічних властивостей. Вміст хімічних елементів у зразках визначали з використанням спектрального та хімічного методів.

## **2.2. Фізичне моделювання реальних металургійних процесів та визначення масштабів моделювання.**

Сучасні металургійні об'єкти не завжди зручні для проведення натурних досліджень, тому широке поширення отримали непрямі методи вивчення у лабораторних умовах. Для створення нових та вдосконалення діючих металургійних технологій, пов'язаних з розливкою та прокаткою металів та їх сплавів, необхідно вивчати процеси, які протікають за дуже високих температур об'єктів дослідження, є непрозорими та іноді проходять в агресивному середовищі. Тому безпосереднє вивчення таких процесів надзвичайно ускладнене, у зв'язку з чим широко використовуються методи фізичного моделювання натурних об'єктів [93-105].

При фізичному моделюванні будь-якого явища необхідно враховувати розрізнену множину факторів, що впливають на нього, у вигляді їх комбінацій (безрозмірних комплексів), званих критеріями або числами подібності.

Комплекси, в яких присутні лише постійні величини, називаються критеріями подібності. Якщо у структурі комплексу присутні також змінні величини (час, швидкість, тиск тощо.), тоді вони називаються числами подібності [93, 97, 98].

Якість металургійних заготовок, що формуються, визначається характером і інтенсивністю процесів, що супроводжують це явище. Ці процеси описуються різними фізичними законами та їх можна класифікувати за певними ознаками, наприклад, процеси гідродинаміки рідкого металу, теплопровідності, тепло-масообміну, кристалізації тощо. Кожному процесу відповідає певна кількість критеріїв подібності, ідентичність яких необхідно забезпечити при їхньому фізичному моделюванні [93, 94, 97-101, 105].

Теорія подібності визначає ознаки наявності ідентичності між оригіналом і моделлю, позначає межі, у яких поширення даних моделювання на аналогічні реальні об'єкти може вважатися коректним. Відповідно до теорії подібності ідентичність між натурним об'єктом та його моделлю буде дотримуватися при забезпеченні *геометричної та фізичної* їх подоби [97, 98].

*Геометрично* подібними вважаються фізичні системи, між визначальними розмірами яких існує постійне співвідношення та всі просторові координати натурального об'єкта пропорційні відповідним координатам моделі:

$$\frac{l_n}{l_m} = M_l = const, \quad (2.1)$$

де  $M_l$  - лінійний масштаб, що показує у скільки разів визначальний розмір моделі ( $l_m$ ) зменшений у порівнянні з розміром натурального об'єкта ( $l_n$ ).

*Фізична* подібність систем означає, що однорідні параметри натурального об'єкта і моделі у подібних точках повинні бути пропорційні, тобто всі швидкості, прискорення, сили, тиски, температури тощо в таких точках систем повинні мати постійне співвідношення.

У практиці лабораторних досліджень різних реальних явищ застосовують такі принципи фізичного моделювання: з повною, неповною, наближеною та локальною подібністю [93].

Повною подібністю вважається моделювання, коли забезпечується подібність всіх процесів, що супроводжують явище, що вивчається.

При неповній подібності моделювання, подібність дотримується деяких принципових процесів, які, головним чином, і визначають перебіг досліджуваного явища.

Наближеною подібністю вважається моделювання, коли щодо конкретного фізичного явища деякі процеси, що супроводжують його, взагалі не розглядаються, враховуючи наявність меж нижньої і верхньої автомодельностей. Наприклад, при вивченні процесів кристалізації та формування структури металів виходять з того, що дотримання геометричного та температурного масштабів фізичного моделювання автоматично забезпечує ідентичність гідродинаміки розплаву, що твердне.

У випадках, коли не можна досягти задовільної точності фізичного моделювання якогось об'єкта загалом, доцільно застосовувати метод локальної подібності. При локальному моделюванні умови подібності дотримуються на певній ділянці досліджуваного об'єкта. Вивчаючи послідовно окремі ділянки, вдається скласти картину роботи всього об'єкта, що досліджується, в цілому.

Для забезпечення фізичної подібності натурного об'єкта (явища) лабораторної моделі необхідно знати для всіх визначених при цьому величин перехідні коефіцієнти, які називаються *масштабами моделювання*. Метою фізичного моделювання у цій роботі було вивчення процесів формування листових заготовок при валковій розливці-прокатці металевих сплавів. Найважливішим параметром (який змінюється в часі) при формуванні листової заготовки є товщина кірки, що твердне на поверхні валків-кристалізаторів ( $\xi$ ), яка може бути виражена як функція із сукупності інших величин [105]:

$$\xi = f(\alpha, \Delta t, l, \lambda, C, \rho, Q_o, \tau, S), \quad (2.2)$$

де  $\alpha$  – коефіцієнт тепловіддачі розплаву металу;  $\Delta t$  – перепад температури у розплаві металу;  $l$  – характерний розмір;  $\lambda$  – коефіцієнт теплопровідності;  $C, \rho, Q_o$  – питома теплоємність, щільність та теплота плавлення сплаву металу;  $\tau$  – час;  $S$  – площа поверхні тепловідведення.

Якщо виразити всі величини, від яких залежить товщина кірки металу, у вигляді критеріїв подібності, то залежність (2.2) матиме такий вигляд:

$$\delta = f(Bi, Pr, Fo, Eu, Fr, Ho, Gr), \quad (2.3)$$

де  $\delta = \xi/l$  – безрозмірна товщина кірки;  $Bi$  – критерій Біо;  $Pr$  – критерій Прандтля;  $Fo$  – критерій Фур'є;  $Eu$  – критерій Ейлера;  $Fr$  – критерій Фруда;  $Ho$  – критерій гомохронності;  $Gr$  – критерій Грасгофа.

З урахуванням викладеного, виходячи з довільно обраного лінійного (геометричного) масштабу (формула 2.1), розраховують масштаби подібності інших (найважливіших) процесів, які супроводжують тверднення металевих сплавів. При цьому необхідно забезпечити рівність відповідного цьому процесу критерію подібності [93].

Масштаб подібності швидкостей визначається за умови рівності критерію Фруда для натур та моделі:

$$M_v = \frac{v_n}{v_m} = \sqrt{\frac{Frgl_n}{Frgl_m}} = \sqrt{\frac{l_n}{l_m}} = \sqrt{M_l} \quad (2.4)$$

Масштаб подоби часу  $M_\tau$  – з умови ідентичності критерію  $Ho$  гомохронності:

$$M_\tau = \frac{\tau_n}{\tau_m} = \frac{l_n v_m}{l_m v_n} = \frac{M_l}{M_v} = \frac{M_l}{\sqrt{M_l}} = \sqrt{M_l} \quad (2.5)$$

Масштаб подібності витрат – з умови нерозривності потоку розплаву металу  $Q = vS$  ( $v$  – швидкість потоку;  $S$  – площа поперечного перерізу потоку):

$$M_Q = \frac{Q_n}{Q_m} = \frac{v_n S_n}{v_m S_m} = M_l^2 \sqrt{M_l} \quad (2.6)$$

Масштаб перепаду температур визначається з подоби температурних перепадів у натурі та моделі:

$$M_{\Delta t} = \frac{\Delta t_n}{\Delta t_m} = \frac{t_n - t_o}{t'_n - t'_o}, \quad (2.7)$$

де  $t_n$  – температура ліквідусу металу;  $t_o$  – температура охолодження металу;  $t'_n$  – температура ліквідусу модельного середовища;  $t'_o$  – температура охолодження модельного середовища.

Масштаб подібності інтенсивності тепловіддачі – за умови ідентичності співвідношення коефіцієнтів тепловіддачі натури та моделі:

$$M_\alpha = \alpha_n / \alpha_m. \quad (2.8)$$

Масштаб подібності теплових потоків можна визначити як добуток масштабів подоби тепловіддачі ( $M_\alpha$ ) та перепаду температур ( $M_{\Delta t}$ ):

$$M_g = M_\alpha \cdot M_{\Delta t} \quad (2.9)$$

Слід зазначити, що наведені вище рівняння для визначення масштабів фізичного моделювання мають межі застосовності і підлягають обов'язковій перевірці їх адекватності, яку можна провести, наприклад, зворотним розрахунком масштабів з діючого об'єкта.

### **2.3. Методика фізичного моделювання теплообмінних процесів між металом та валком-кристалізатором.**

Принципово важливу роль у формуванні листової заготовки при валковій розливці металів відіграє інтенсивність тепловідведення у валковому кристалізаторі. Крім цього, інтенсивністю теплообмінних процесів у валковому кристалізаторі визначається лінійна швидкість розливки металів (тобто продуктивність процесу загалом). Тому для дослідження теплообмінних процесів між металом, що твердне, і валком-кристалізатором була розроблена відповідна методика. Для цього було створено експериментальну установку, представлену на рис. 2.1.

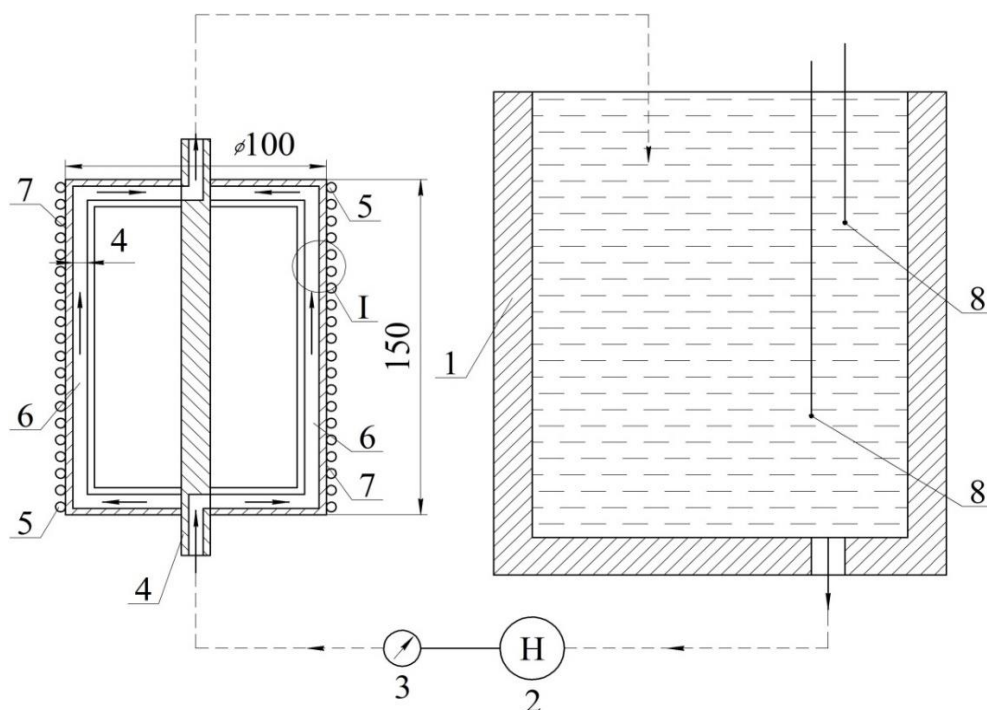


Рис. 2.1 – Схема лабораторної установки для вивчення тепловіддачі з поверхні втулки кристалізатора до води, що охолоджує.

Установка складається із резервуару з мірною шкалою (1), з якого охолоджувальний теплоносіє (вода) за допомогою насоса з регульованою продуктивністю (2) через витратомір (3) подавався до валка-кристалізатора (4), який виготовлений у геометричному масштабі 1:4 до реального валка-кристалізатора лабораторної установки. Для імітації підведення тепла від розплаву металу до валка-кристалізатора на його поверхню був намотаний гнучкий електричний ТЕН (5). Регулюючи напругу живлення електричного ТЕНу, температуру поверхні валка нагрівали до  $660^{\circ}\text{C}$  витримували на цьому рівні протягом усього експерименту (відповідають реальним температурам при валковій розливці алюмінієвих сплавів). Охолоджувальна вода з відведеним у валку-кристалізаторі теплом подавалася назад в резервуар і за таким контуром циркулювала протягом усього експерименту. Швидкість руху теплоносія в закритих каналах валка-кристалізатора (6) регулювалась в широких межах,



змінюючи об'ємну подачу центробіжного насоса. Якщо витрата води в регульованих в експериментах межах перевести в швидкість її руху в каналі кристалізатора, виходять значення від 0,2 м/с до 10,0 м/с (ці швидкості руху води в моделі відповідають значенням швидкостей руху охолоджувальної води в реальних кристалізаторах).

Температура поверхні валка-кристалізатора контролювалася термопарами (7), а контроль температури води у резервуарі – двома термопарами (8), встановленими на різних рівнях за його висотою (у розрахунках застосовували середнє значення між цими двома значеннями).

Відомо, що в цілому теплообмінні процеси між рідким металом та кристалізатором залежать від геометричних, фізичних та гідродинамічних умов, за яких вони протікають [106-110]. Стосовно валкової розливки металів лімітуючими стадіями процесу теплообміну є перенесення тепла теплопровідністю через стінки бандажів валків-кристалізаторів і передача тепла від бандажів до охолоджувальної води.

Інтенсивність теплопередачі через стінки бандажів валків-кристалізаторів визначається фізичними властивостями матеріалу, з якого вони виготовлені (тобто залежать лише від товщини стінки бандажів та коефіцієнта їхньої теплопровідності). Відповідно, єдиною стадією, на якій можна суттєво впливати на процеси теплообміну при беззливковій прокатці металів є теплопередача від поверхні бандажів валків-кристалізаторів до охолоджувальної води. У цих дослідженнях як інструменти, за допомогою яких впливали на тепловіддачу з внутрішніх поверхонь бандажів валків-кристалізаторів до води, використані наступні прийоми [111-116]: підвищення швидкості руху теплоносія (води) вздовж внутрішньої поверхні бандажу; збільшення площі тепловідведення валка шляхом нанесення на ній поздовжніх ребер (рис. 2.2, а); нанесення шорсткості на внутрішніх поверхнях бандажів валків для руйнування ламінарного характеру руху пристінкового шару охолоджувальної води (рис. 2.2, б).

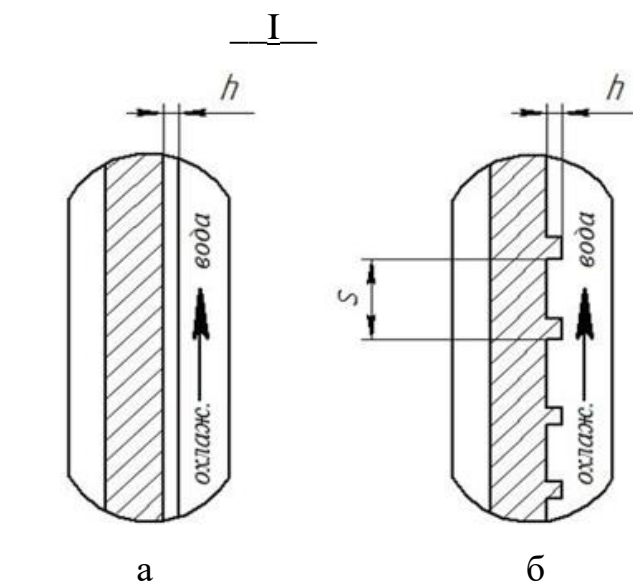


Рис. 2.2 – Структура внутрішньої поверхні бандажу валка-кристалізатора, що контактує з охолоджувальною водою: а – бандаж з поздовжніми ребрами; б – бандаж з поперечною шорсткістю

У даних експериментах поздовжні ребра на внутрішній поверхні валка-кристалізатора висотою ( $h$ ) 2 мм і відстанню між ними 5 мм забезпечували збільшення площі теплообміну на 50%. Ідея штучної шорсткості на поверхні теплообміну валка-кристалізатора (у нашому випадку – поперечні виступи висотою  $h = 1$  мм та відстанями між виступами  $s = 13$  мм) полягає у зміні характеру руху охолоджувальної води, природним наслідком якого буде підвищення коефіцієнта тепловіддачі ( $\alpha_6$ ) від неї.

Експерименти проводили наступним чином: включаючи ТЕН в електричну мережу з відповідною напругою живлення, нагрівали зовнішню поверхню бандажу валка до температури  $660 \pm 10^\circ\text{C}$  (залежно від типу алюмінієвого сплаву); за допомогою циркуляційного насоса у внутрішню порожнину валка подавали охолоджувальну рідину (воду); за продуктивністю насоса розраховували швидкість руху води у закритих каналах валка-кристалізатора; воду, що виходить з валка, направляли назад в бачок з водою; через певні проміжки часу, які

визначали у прив'язці до швидкості руху води в каналах валка, термopари фіксували середню температуру води в баку; за відомим обсягом і теплоємністю води, а також зафіксованому підвищенню її температури в баку розраховували параметри теплообміну у валку-кристалізаторі (коефіцієнт тепловіддачі води, кількість тепла, що відводиться водою). У такій послідовності експерименти проводили і для варіантів, коли на процеси теплообміну у валку-кристалізаторі впливали за допомогою описаних вище прийомів.

#### **2.4. Методика фізичного моделювання процесів формування листової заготовки при валковій розливці металевих сплавів.**

При проведенні даних досліджень застосовано метод локального моделювання, за допомогою якого ці процеси вивчені в поперечному перерізі осової площини валків-кристалізаторів. Для цього було виготовлено плоску фізичну модель валкового кристалізатора з прозорими бічними гранями (рис. 2.3), виготовлений у геометричному масштабі 1:4 до реального кристалізатора лабораторної установки. Особливістю моделі було те, що вона мала невелику товщину (10 мм) і дозволяла візуально спостерігати та фіксувати зародження та зростання кірки твердої фази на поверхнях валків. Як моделювальну речовину використовували органічний сплав камфену (90%) з трицикленом (10%) з інтервалом кристалізації  $3^{\circ}\text{C}$  ( $45\div 42^{\circ}\text{C}$ ).

Для встановлення залежності процесу формування кірок на валках-кристалізаторах від температурних режимів розливки сплаву камфена проводили за наступних теплофізичних умов:

а) розплав камфена заливали у модель при температурах його перегріву  $\Delta t_k = 2, 4$  и  $6^{\circ}\text{C}$ , що згідно з масштабом фізичного моделювання (формула 2.7) відповідає перегріву, наприклад, для алюмінієвого сплаву В95 на рівні  $\Delta t_{B95} = 30, 60$  і  $90^{\circ}\text{C}$ ;

б) охолодження валків-кристалізаторів здійснювали циркуляцією теплоносія (охолоджуючої води) через їхню внутрішню порожнину при температурах  $t_{охл.} = 5, 20$  та  $35^{\circ}\text{C}$ .

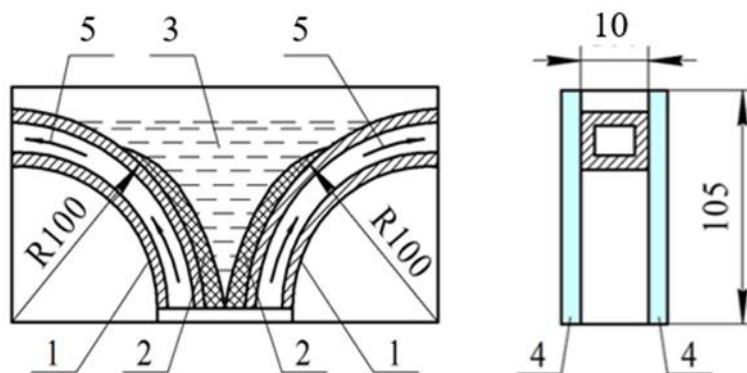


Рис. 2.3 – Фізична модель для вивчення процесу формування кірок на поверхнях валків-кристалізаторів: 1 – валки-кристалізатори; 2 – затверділа кірка; 3 – розплав модельного середовища; 4 – прозорі бічні грані; 5 – теплоносій для охолодження валків-кристалізаторів

Експерименти проводили в наступній послідовності: розплав камфену заливали в модель при температурах  $t_k = 47, 49$  і  $51^{\circ}\text{C}$ , що відповідає перегріву  $\Delta t_k = 2, 4$  та  $6^{\circ}\text{C}$ ; з моменту заливки до закінчення експерименту велася відеозапис процесу, а через кожні 30 сек. здійснювали фотозйомку і фіксували температуру розплаву, що твердне, в точці мінімальної відстані між поверхнями валків (за допомогою термопари, розташованого в цій точці); в залежності від умов експерименту за показаннями термодатчика та візуально визначали час стикування зустрічних фронтів на валках.

## 2.5. Методика математичного моделювання тепло- масообмінних процесів при валкової розливці дослідних алюмінієвих сплавів.

Першим кроком для математичного моделювання є побудова геометричної моделі (CAD) установки двовалкової розливки-прокатки, де вказуються розміри установки та листа, який буде прокатаний (рис. 2.4).

Наступним кроком є побудова двомірної сітки процесу, яка будується методом кінцевих елементів (метод КЕ). Побудована сітка відображає напрямок руху рідкого металу та частини затверділої листової заготовки. (рис. 2.5).

Третім кроком після побудови сітки є введення даних про сплави, що розливаються, і про матеріал валків (тобто їх хімічні склад).

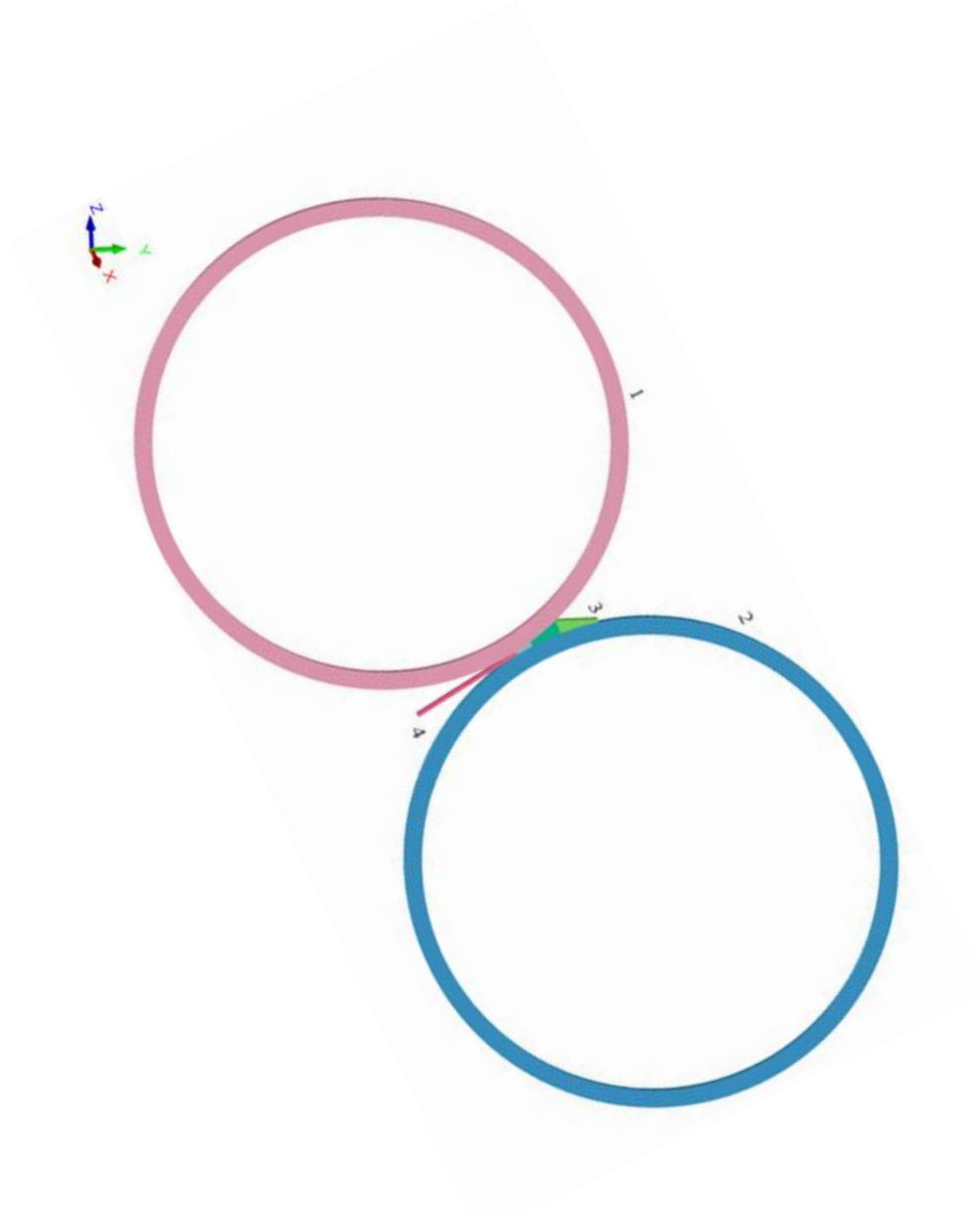


Рис. 2.4 – Модель експериментальної установки у програмі ProCAST:  
1 – верхній валок; 2 – нижній валок; 3 – рідкий метал, що розливається;  
4 – листова заготовка

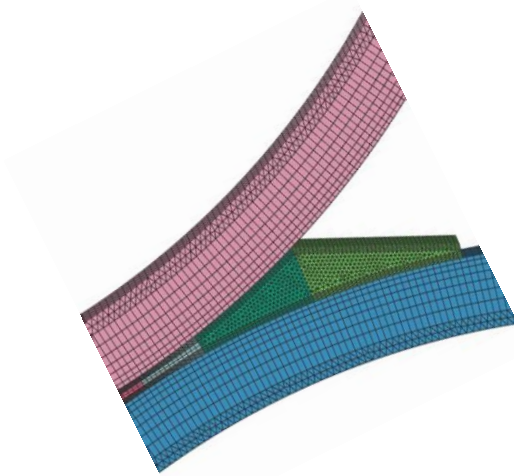


Рис. 2.5 – Фрагмент, де проходить основний процес розливки-прокатки

Після проведення перерахованих вище дій, необхідно підготувати описи умов теплообмінних і гідродинамічних процесів в аналізованому вузлі установки і введення даних в математичну модель. При математичному моделюванні було прийнято, що у двовалковому кристалізаторі має місце три основні процеси тепловідведення: повітряне, адіабатичне та водяне охолодження.

Відповідно до інструкції ПЗ, для умов розрахунку гідродинамічної задачі в 3D моделі приймаються такі припущення:

- Умова масової витрати Inlet – масова витрата рідкого металу на ділянці вільної поверхні, що відповідає фактичному місцю підведення рідкого сплаву (рис. 2.6).
- Швидкість виходу сплаву із зони моделювання на торці листа відповідає лінійній швидкості обертання валків.
- Умова Wall – нульова компонента швидкості до нормальної поверхні тривимірного об'єкта на торцевих стінках об'єктів розплаву та на поверхнях листової частини заготовки поза валками.

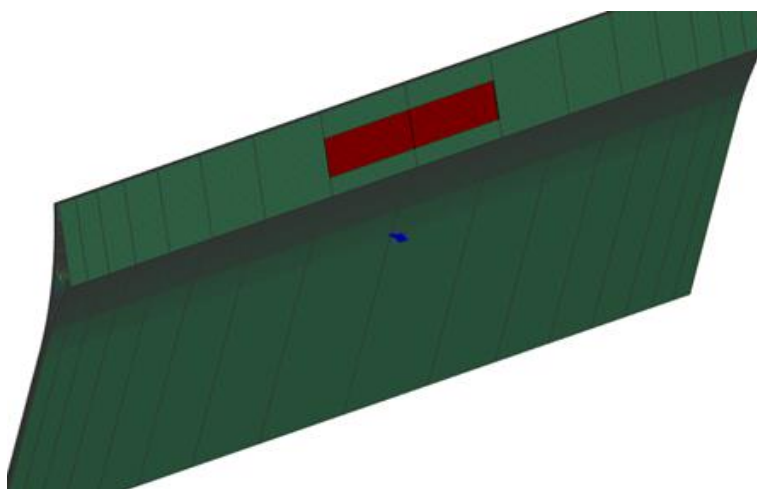


Рис. 2.6 – Введення умови Inlet у 3D модель

На заключній стадії підготовчого етапу для математичного моделювання тепло- масообмінних процесів при валковій розливці проводиться введення умов руху рідкого та затверділого металу в ПЗ (рис. 2.7 і 2.8).

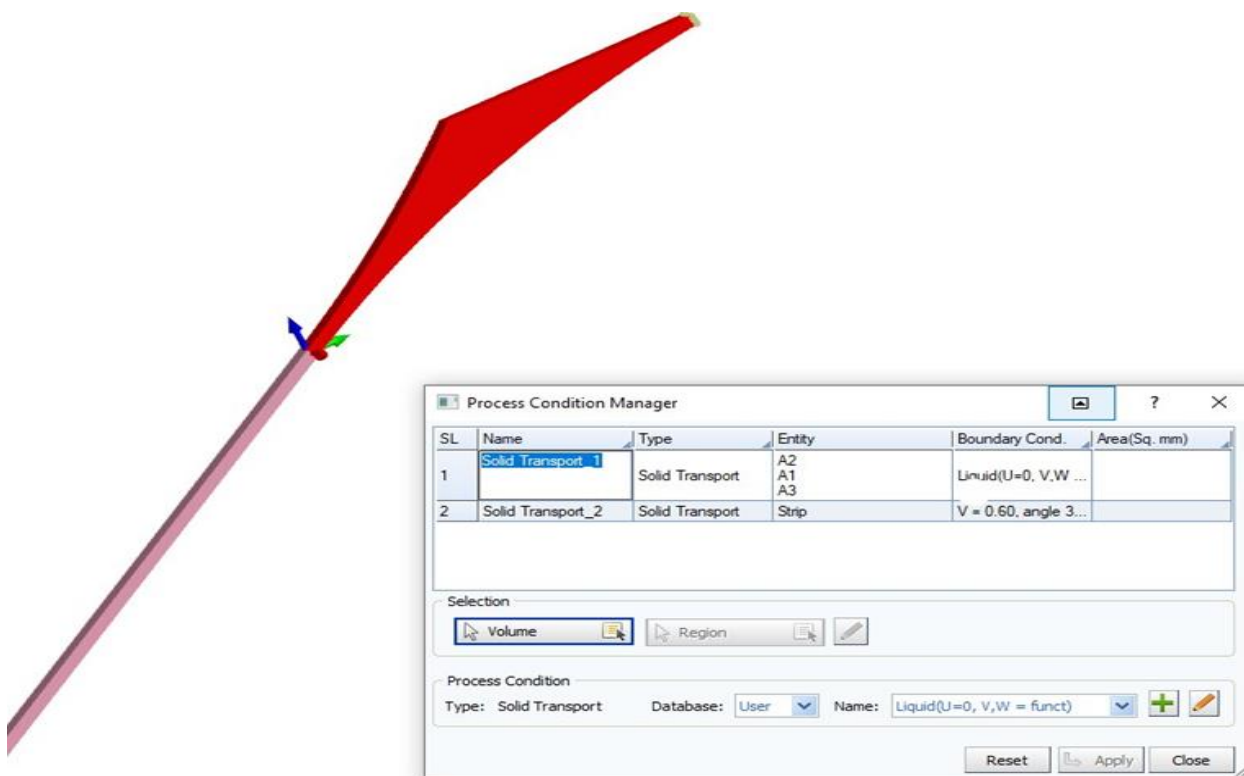


Рис. 2.7 – Властивість ПЗ Solid Transport 1

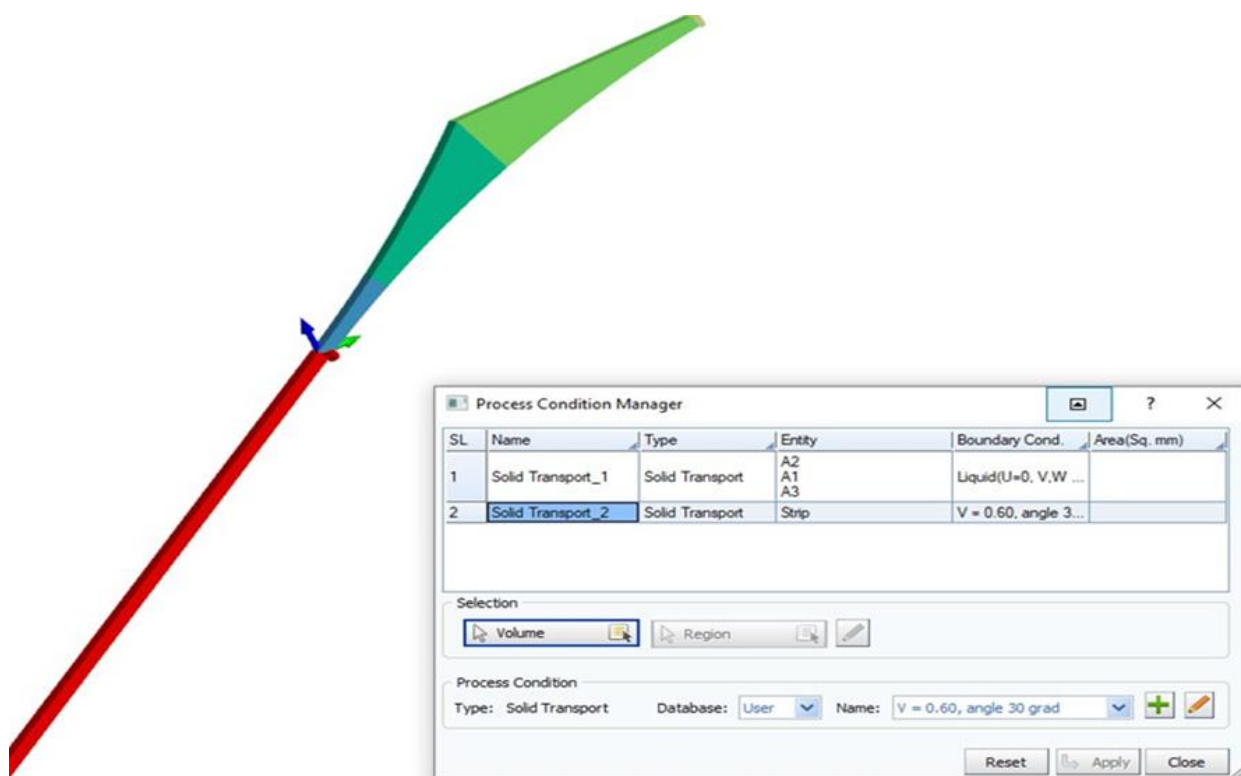


Рис. 2.8 – Властивість ПЗ Solid Transport 2

Умови руху рідкого металу вносяться у програму як Solid Transport 1 (рис. 2.7). Швидкість рух листової заготовки, що виходить з валків, приймається рівною лінійної швидкості обертання валків і ці дані вносяться в програмне забезпечення Solid Transport 2 (рис. 2.8).

Після введення всіх перелічених вище даних, в налаштуваннях виставляються інші другорядні дані, такі як: проміжок часу за який проводиться розлив, який кадр фіксується тощо.

## 2.6. Методика вивчення впливу швидкості охолодження на формування структури литих зразків з досліджуваних сплавів.

З метою встановлення впливу швидкості охолодження на формування структур литих зразків з досліджуваних сплавів були виготовлені масивні (у



порівнянні з розмірами зразків, що відливаються) ливарні форми з різних матеріалів: фторфлогопіт, кварцове скло, графіт і мідна водоохолоджувана форма. Усі чотири форми були встановлені на одній платформі (рис. 2.9). Коефіцієнти теплопровідності матеріалів форм ( $\lambda$ ) при температурах розливки випробуваних сплавів ( $660 \pm 10^\circ\text{C}$ ) на порядки відрізняються один від одного: кварц –  $0,8 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ; №2 фторфлогопіт –  $8 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ ; №3 графіт –  $80 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$  і №4 мідь –  $377 \text{ Вт/м}\cdot\text{К}$ . Такий широкий розкид у теплопровідності матеріалів форм забезпечує аналогічну різницю в швидкостях охолодження при твердненні сплавів, що випробовуються.

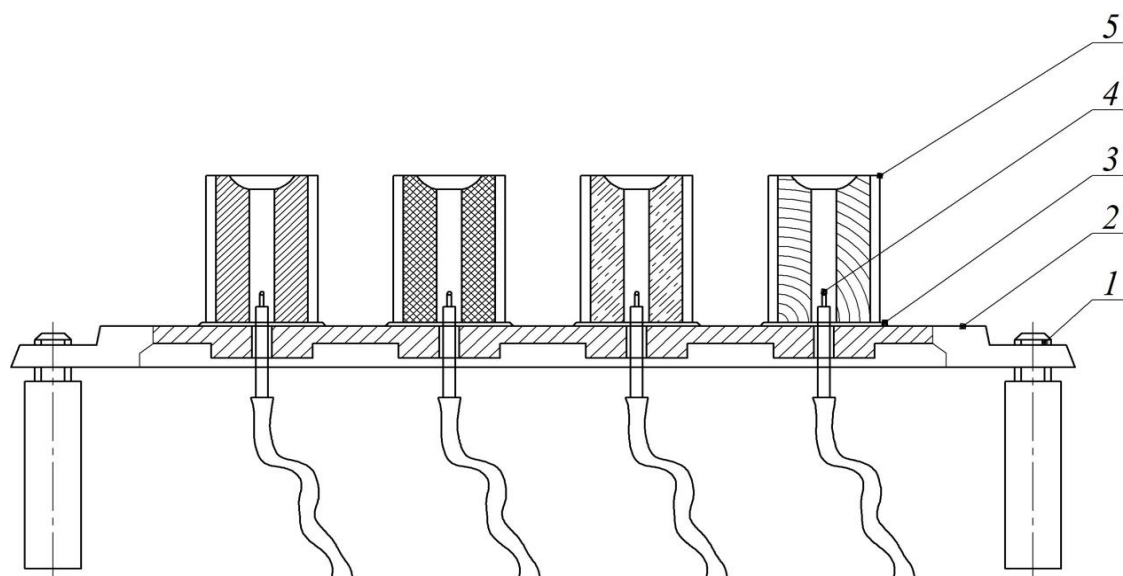


Рис. 2.9 – Платформа з формами для отримання литих зразків із досліджуваних сплавів з різною швидкістю їхнього охолодження: 1 – напрямні підстави для встановлення плити; 2 – плита; 3 – теплоізоляційна підкладка; 4 – термопара ХА; 5 – ливарна форма

Експерименти проводили у наступній послідовності. Враховуючи невеликий обсяг зразків ( $\varnothing 5 \text{ мм}$ ,  $h = 30 \text{ мм}$ ), заливання всіх форм металом проводили з однієї плавки. При твердненні зразків сигнали від хромель-алюмелевих термопар за допомогою цифрового перетворювача виводили на монітор комп'ютера у вигляді кривих охолодження (криві зміни температури у

часі). Обробка цих кривих дозволяє розрахувати швидкість охолодження розплаву, що твердне, в інтервалі між температурою його перегріву і температурою «ліквідус» конкретного сплаву.

Для встановлення залежності структури досліджуваних сплавів від швидкості охолодження при затвердінні, отримані зразки піддавалися повному циклу металографічних досліджень. Для оцінки дисперсності мікроструктури в металографії використовують різні методи: якісно-описовий, напівкількісний (порівняння зі стандартними шкалами) та строго кількісний. Найбільш точним є строго кількісний метод, коли дисперсність мікроструктури визначають за геометричними розмірами двомірної (2D) або тримірної (3D) моделі.

У цих дослідженнях використаний строго кількісний метод двомірної моделі (2D), коли на шліфі вибирають групу зерен і за допомогою планіметрії вимірюють їх площину. Потім проводять підрахунок кількості всіх зерен у цій групі. Кількість зерен ділять на площу, яку займає група. В результаті одержуємо середню кількість зерен на одиницю площі шліфу. Для більшої точності цю операцію проводять для різних груп зерен на випадкових полях зору, взятих на різних площах шліфу.

## **2.7. Методика вивчення процесів формування листової заготовки з алюмінієвих сплавів на лабораторній установці валкової розливки-прокатки металів.**

У цій роботі дослідження проведено на різних алюмінієвих сплавах (табл. 2.1, табл. 2.2), які відносяться до систем Al–Cu (серія 2xxx) і Al–Zn (серія 7xxx) та є найбільш поширеними представниками групи алюмінієвих сплавів, що використовуються у деформованому вигляді після обробки тиском у твердому стані та термічного зміцнення.

Розливку алюмінієвих сплавів, що вивчаються, здійснювали на лабораторній установці з діаметром валків 420 мм з регульованим кутом нахилу

площини розливу к горизонту до 45 градусів (рис. 2.10). Вона складається із заливального пристрою з ковшем 1, проміжного пристрою для подачі металу на валки 2, вузла валкового кристалізатора 3, знімачів стрічок 4 і барабанного транспортера заготовки 5. Управління роботою установки здійснюється з пульта, встановленого окремо від неї. Основні технічні характеристики експериментальної установки валкової розливки наведено у табл. 2.5.

Найбільш відповідальним вузлом установки є валковий кристалізатор. За конструкцією він нагадує прокатну кліть і складається з двох валків-кристалізаторів, а також пристрої для стиснення валків у процесі лиття та переміщення одного з них у вільне положення після його закінчення. Робоча частина валків-кристалізаторів (бандаж) є відрізком безшовної сталевих труби з товщиною стінки 15 мм, яка підібрана з урахуванням необхідних умов тепловідведення та міцності бандажів валків.

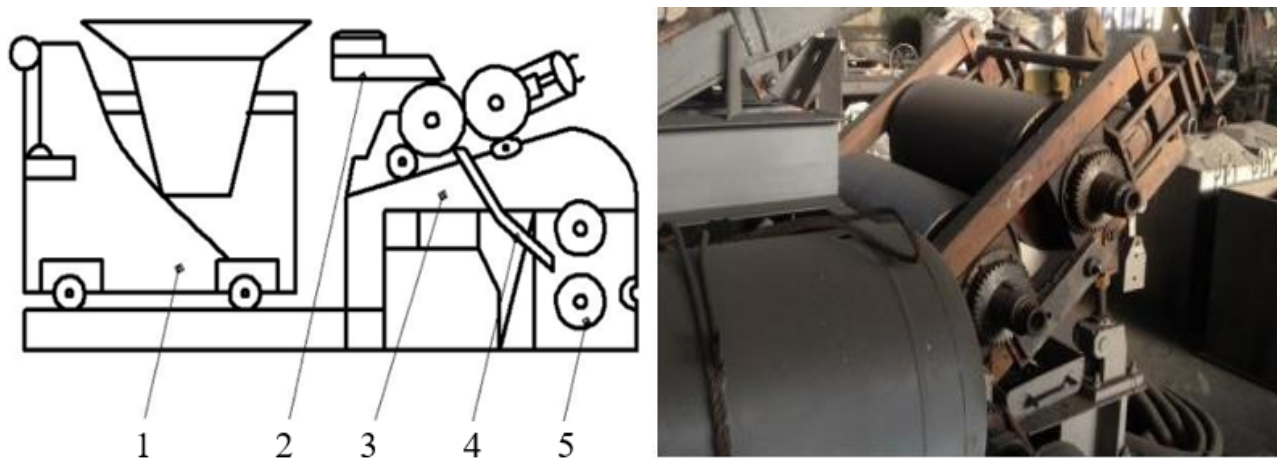


Рис. 2.10 – Лабораторна установка для валкової розливки металевих сплавів:

1 – заливальний пристрій з ковшем; 2 – пристрій для подачі металу на валки; 3 – двовалковий кристалізатор; 4 – знімач листової заготовки; 5 – барабанний транспортер листової заготовки

Силовий привід валків-кристалізаторів здійснюється від електродвигуна постійного струму з максимальною потужністю 5,5 кВт через редуктор та ланцюгову передачу. Швидкість обертання валків (тобто лінійна швидкість розливки) регулюється за допомогою частотного перетворювача напруги "Siemens Micromaster", за допомогою якого регулюється кількість обертів електродвигуна.

Таблиця 2.5

Технічні характеристики лабораторної установки валкової розливки

Характеристика, одиниця виміру	Значення
Розрахункова продуктивність установки, т/год.	18
Маса установки, т	3
Зовнішній діаметр валків-кристалізаторів, мм	420
Матеріал бандажів валків-кристалізаторів	сталь
Товщина бандажів, мм	15
Довжина ділянки валка, мм	600
Діапазон регулювання кута нахилу валків до горизонту, град.	0÷45
Максимальна маса плавки, кг	150
Номінальна потужність приводу, кВт.	5,5
Максимальна кількість обертів двигуна, об./хв.	1440
Максимальна швидкість розливки, м/с	0,6÷1,2
Максимальний обсяг подачі охолоджувальної рідини, м <sup>3</sup> /год.	36
Діапазон товщини литих заготовок, мм	1÷5
Метали, що розливаються	Алюміній та його сплави

При проведенні експериментів з валкової розливки досліджуваних алюмінієвих сплавів дотримувалися наступної послідовності виконуваних операцій:

– Побудова та встановлення проміжного заливального пристрою, висота розміщення і нахил якого може змінюватися в залежності від швидкості розливки і товщини листової заготовки (рис. 2.11). Для забезпечення постійної товщини потоку розплаву металу, що надходить у міжвалковий простір, між бічними обмежувачами на всю ширину встановлюється шиберна заслінка.



Рис. 2.11 – Проміжний пристрій для заливки металу у валковий кристалізатор

– За допомогою натискних гвинтів, встановлених з обох боків верхнього валка-кристалізатора, регулюється товщина зазору між валками до необхідного значення. Контроль товщини міжвалкового зазору при його регулюванні виконується механічно за допомогою набору щупів з точністю до 0,5 мм.

– Включення системи водяного охолодження валків-кристалізаторів шляхом подачі охолоджуючої рідини (води) у внутрішню порожнину валків з плавним виходом на максимальний тиск і витрату, щоб уникнути ударного гідравлічного навантаження на герметизуючі гумові елементи конструкції.

– Нанесення на поверхню бандажів валків шару суспензії, що має високу

схильність до адгезійного налипання на інструмент. В якості такої суспензії використовується суміш із дрібнодисперсного порошку графіту на основі етанолу або нітриду бору на водній основі. Поверхня бандажів після нанесення шару суспензії за допомогою фена піддається додатковому прискореному сушінню.

– Плавка металу, включаючи підготовку шихтового матеріалу, його різання, сушіння тощо. Залежно від мети експерименту максимальна маса шихтового матеріалу доходила до 30 кг. Плавка металу здійснювалася в індукційній печі Inductotherm VIP 125 із цирконієвим тиглем (максимальна потужність печі 125 кВт). Постійний контроль температури розплаву в печі проводився контактною хромель-алюмелевою термопарою, запаяною в трубку з нержавіючої сталі.

– Включення електродвигуна головного приводу та встановлення необхідної швидкості обертання валків. Налаштування вимірювальної та фіксуєючої апаратури для визначення значень контрольованих параметрів та відеозапису процесу розливки-прокатки.

– Злив розплаву металу з печі в розливний ківш. Заливка металу в двовалковий кристалізатор через заливальний пристрій. Отримання на виході з валків листової заготовки заданої товщини.

– Далі отримані листові заготовки піддавалися гарячій та холодній прокатці з різним ступенем їх обтиснення. Потім за стандартними методиками визначалися характеристики їх структур та механічні властивості отриманих стрічок на кожній стадії технологічного ланцюжка «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка».

### РОЗДІЛ 3

## МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ФОРМУВАННЯ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК ПРИ ВАЛКОВІЙ РОЗЛИВЦІ МЕТАЛІВ

### **3.1. Математичне моделювання тепло- масообмінних процесів у кристалізаторі при валковій розливці дослідних алюмінієвих сплавів.**

Головним завданням валкової розливки металів є отримання якісної литої заготовки заданої товщини, яка відразу ж після виходу з валків прокочується на листовий металопрокат. Проблема практичного вирішення цього завдання пов'язана з тим, що формування таких заготовок відбувається миттєво (за частки секунд) і супроводжується виключно складною взаємодією тепло-масообмінних процесів, характер та інтенсивність перебігу яких залежить, у тому числі, від зовнішніх факторів (швидкості об'ємної подачі розплаву металу, швидкості закінчення струменя металу з розливного пристрою та кута її нахилу до поверхні валків, швидкості тепловідведення від валків-кристалізаторів тощо). Зрештою, характером взаємодії цих процесів визначається структура та властивості литої заготовки, а отже – якість кінцевого листового металопрокату.

Враховуючи складність практичного вивчення цих процесів на реальному об'єкті, у цій роботі при цьому використано метод математичного моделювання у програмі ProCAST (пункт 2.5, РОЗДІЛ 2). Для математичного моделювання тепло- масообмінних процесів при валковій розливці металів головним завданням є визначення адекватного рівняння руху рідкого металу у міжвалковому просторі. Це пов'язано з тим, що ідентичність кірок, що твердіють на валках, залежить від розподілу перегрітих обсягів розплаву металу в рідкій ванні. А несиметричність кірок на валках є основною причиною виникнення поверхневих тріщин, які є головним дефектом таких заготовок.

Для визначення рівняння руху рідкого металу в міжвалковому просторі використано елементарну схему, при якій розрахунок проводиться для випадково взятої точки в обсязі цієї фази (рис. 3.1) [117].

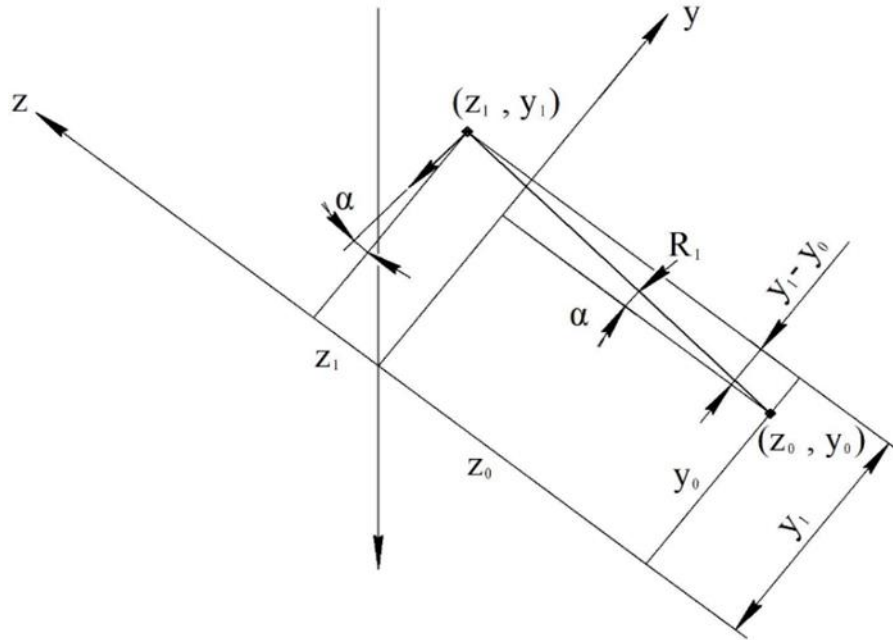


Рис. 3.1 – Схема розташування випадкової точки в обсязі розплаву щодо правого валка для розрахунку рівняння її руху

З наведеної схеми можна визначити наступні значення:

$$R_1 = \sqrt{(z_0 - z_1)^2 + (y_0 - y_1)^2} \quad (3.1)$$

$$V_1 = \omega \cdot R_1, \quad (3.2)$$

де  $R_1$  – умовний радіус обертання точки щодо правого валка;  $V_1$  – лінійна швидкість руху точки;  $\omega$  – кутова швидкість обертання валків.

З цієї ж схеми можемо записати формули  $\sin$  та  $\cos$  для кута  $\alpha$ :

$$\sin \alpha = \frac{y_1 - y_0}{R_1}; \quad \cos \alpha = \frac{z_1 - z_0}{R_1}. \quad (3.3)$$

Рівняння лінійної швидкості руху випадкової точки щодо правого валка можна записати наступним чином  $V_{1y}$ ,  $V_{1z}$ :



$$V_{1y} = V_1 \cdot \cos \alpha ; V_{1z} = V_1 \cdot \sin \alpha . \quad (3.4)$$

Підставивши значення (3.1), (3.2) та (3.3) у формули (3.4) отримуємо формули для розрахунку лінійної швидкості руху випадкової точки щодо осі правого валка:

$$V_{1y} = V_1 \cdot \cos \alpha = \omega \cdot R_1 \cdot \frac{z_1 + z_0}{R_1} = \omega \cdot (z_1 + z_0); \quad (3.5)$$

$$V_{1z} = V_1 \cdot \sin \alpha = \omega \cdot R_1 \cdot \frac{y_1 + y_0}{R_1} = \omega \cdot (y_1 - y_0); \quad (3.6)$$

Аналогічним чином можна зробити розрахунки лінійної швидкості руху випадкової точки щодо осі лівого валка (рис. 3.2).

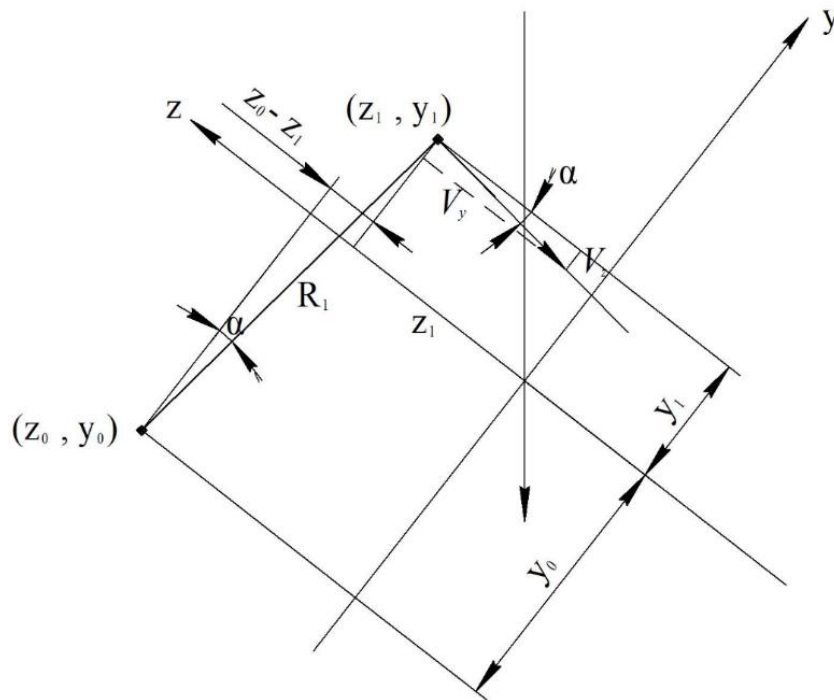


Рис. 3.2 – Схема розташування випадкової точки щодо лівого валка для розрахунку рівняння її руху

Зробивши проєкції випадкової точки на осі  $z$  та  $y$ , можна записати рівняння її руху щодо осі лівого валка:

$$\frac{V_z}{V_1} = \frac{z_1 - z_0}{R_1}; \quad (3.7)$$

$$\frac{V_y}{V_1} = \frac{y_1 - y_0}{R_1}; \quad (3.8)$$

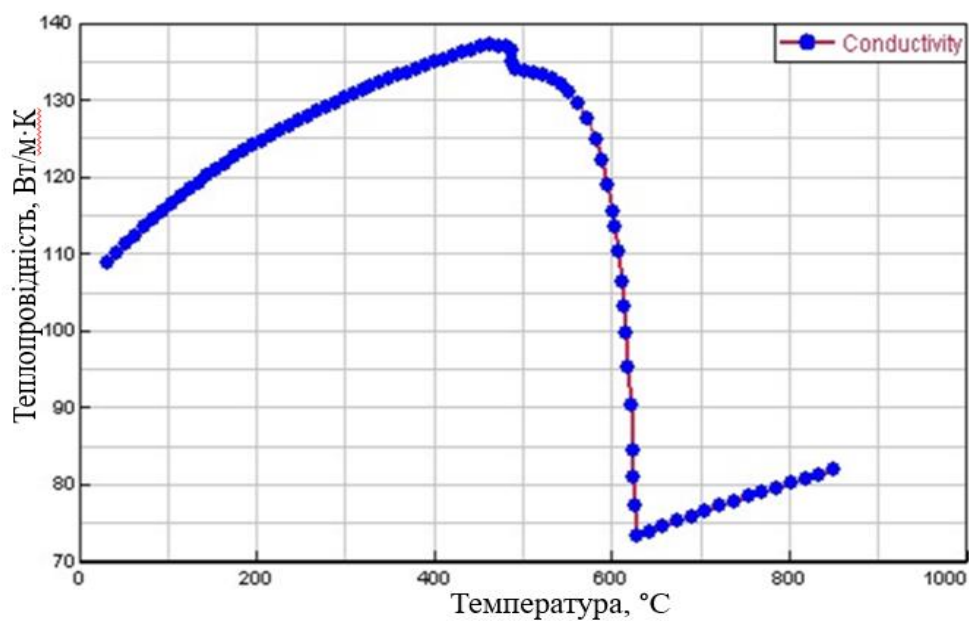
З урахуванням формул (3.1) та (3.2) отримуємо рівняння лінійної швидкості руху випадкової точки щодо осі лівого валка:

$$V_{1z} = \frac{z_1 - z_0}{R_1} = \omega \cdot R_1 = \omega \cdot (z_1 - z_0); \quad (3.9)$$

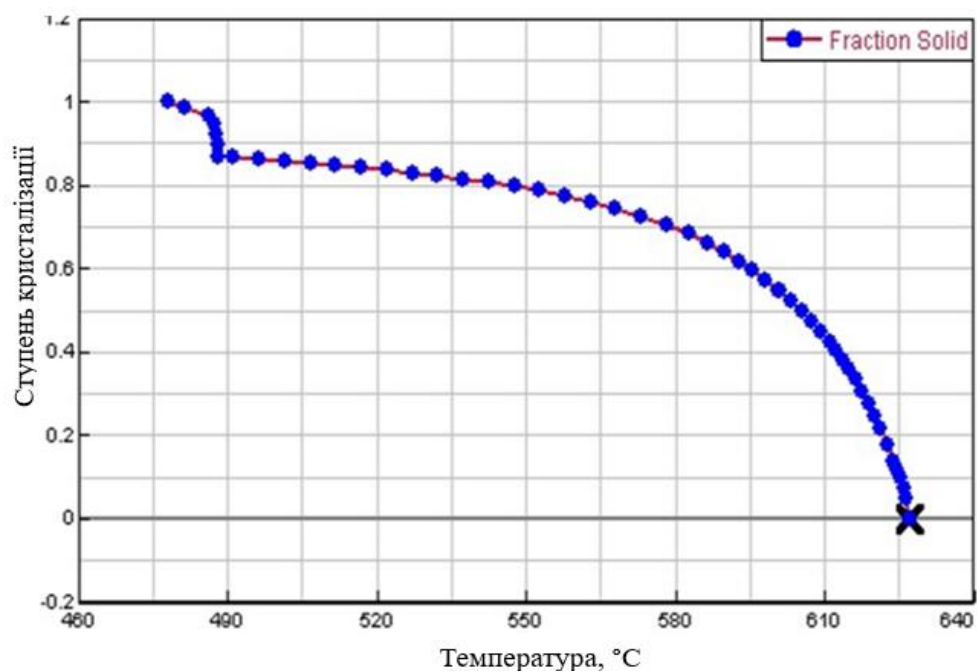
$$V_{1y} = \frac{y_1 - y_0}{R_1} = \omega \cdot R_1 = \omega \cdot (y_1 - y_0); \quad (3.10)$$

Для чисельних розрахунків тепло- масообмінних процесів при валковій розливці в системі автоматизованих розрахунків ProCAST як основну модель руху рідкої фази в міжвалковому просторі застосовано варіант спрощеного розрахунку за виведеними рівняннями лінійної швидкості для випадкової точки. Крім моделі руху рідкої фази в систему завантажуються інші вихідні дані, такі як: хімічний склад досліджуваних сплавів, температури розливки і охолодження валків, матеріал бандажів валків, час розливки тощо.

Після запровадження вихідних даних було зроблено розрахунок деяких теплофізичних характеристик для всіх досліджуваних сплавів залежно від їх температур, а саме: питома теплопровідність; густина; ступінь кристалізації тощо. Наприклад, розрахункові значення деяких теплофізичних показників залежно від температури сплаву B95 представлені на рис. 3.3.



а



б

Рис. 3.3 – Залежність питомої теплопровідності (а) та ступеня кристалізації (б) сплаву В95 від температури

Математичне моделювання тепло- масообмінних процесів при валковій розливці всіх досліджуваних алюмінієвих сплавів було проведено для однакових

вихідних умов: геометричних характеристик заготовок, що відливаються, і лінійних швидкостей розливки (табл. 3.1).

Таблиця 3.1

Вихідні дані для математичного моделювання

Сплав	Температура розливки металу, °C	Лінійна швидкість розливки, м/с	Товщина заготовки, мм	Ширина заготовки, мм
<b>АД35 6082</b>	656	0,3	2, 3, 4	350
		0,6		
		0,9		
		1,2		
<b>АМг5 5056</b>	647	0,3		
		0,6		
		0,9		
		1,2		
<b>В95 7075</b>	645	0,3		
		0,6		
		0,9		
		1,2		

Результати чисельного моделювання тепло- масообмінних процесів для всіх сплавів отримували у вигляді температурних полів за поперечним перерізом валків і ступенем кристалізації розплаву металу в кольорі для всіх швидкостей розливки (0,3-1,2 м/с) і товщин заготовок (2-4 мм), що відливаються, у двох варіантах: без урахування та з урахуванням гідродинаміки металу в рідкій лунці міжвалкового простору. На рис. 3.4 наведено результати математичного моделювання валкової розливки заготовки завтовшки 3 мм зі сплаву В95 при лінійної швидкості 0,3 м/с без урахування гідродинаміки розплаву. У цьому рисунку дві шкали температур, які відповідають температурам металу в рідкій лунці (ліворуч) та валків (праворуч із написом Mold).

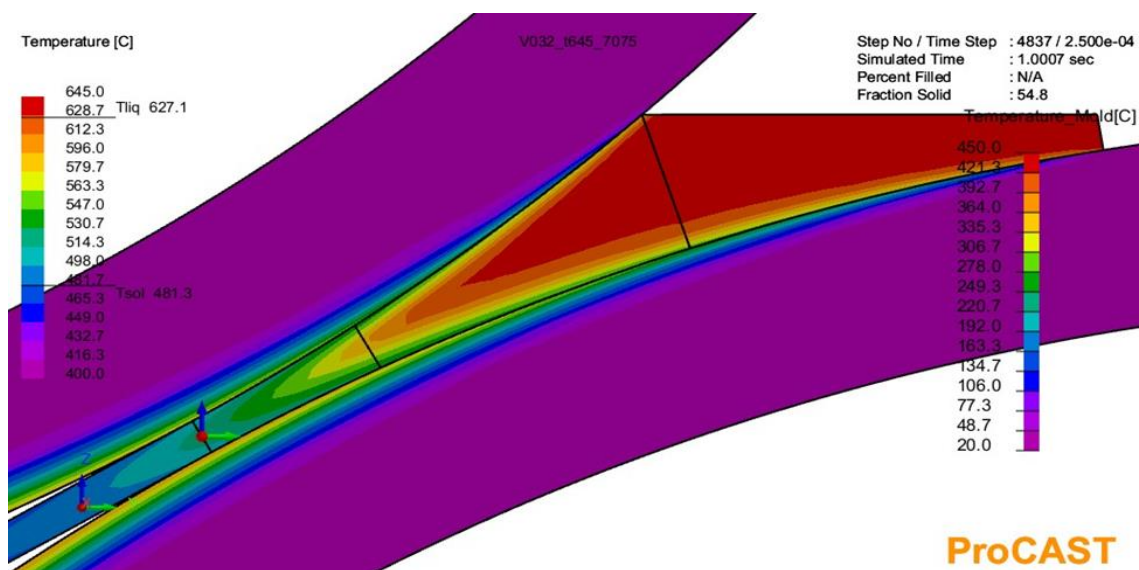


Рис. 3.4 – Розподіл температурних полів у поперечному перерізі валків при розливці заготовки товщиною 3 мм зі швидкістю 0,3 м/с

Відповідна цьому варіанту моделювання (тобто відливання заготовки товщиною 3 мм зі швидкістю 0,3 м/с без урахування гідродинаміки розплаву металу) картина ступеня кристалізації розплаву у валковому кристалізаторі представлена на рис. 3.5.

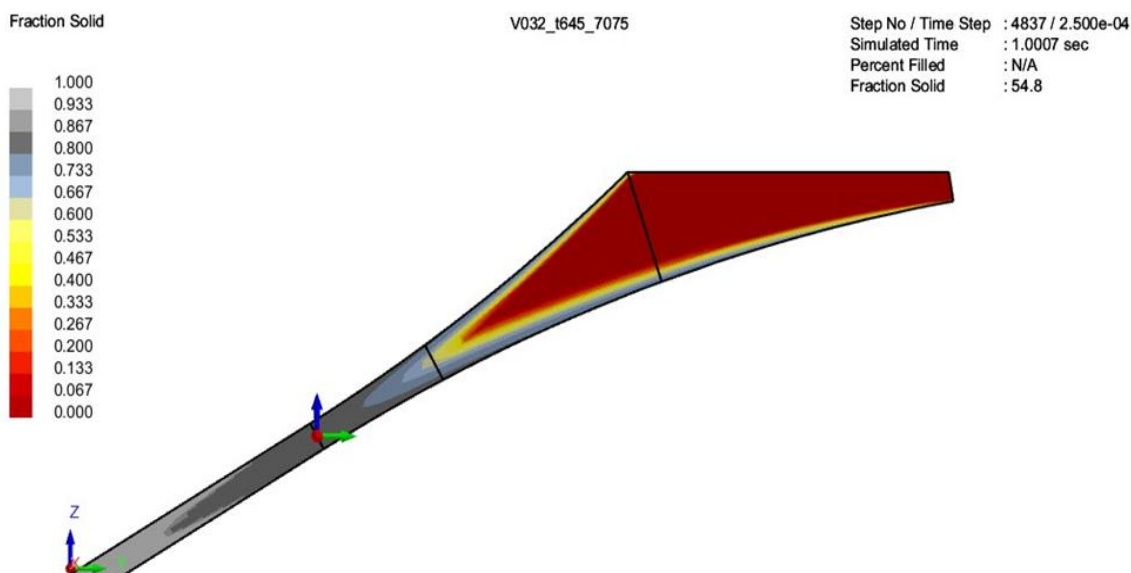


Рис. 3.5 – Ступінь кристалізації розплаву металу між валками при розливці заготовки товщиною 3 мм зі швидкістю 0,3 м/с

Аналогічні результати, отримані для варіанта, де враховується рух розплаву металу між валками, наведено на рис. 3.6 і рис. 3.7.

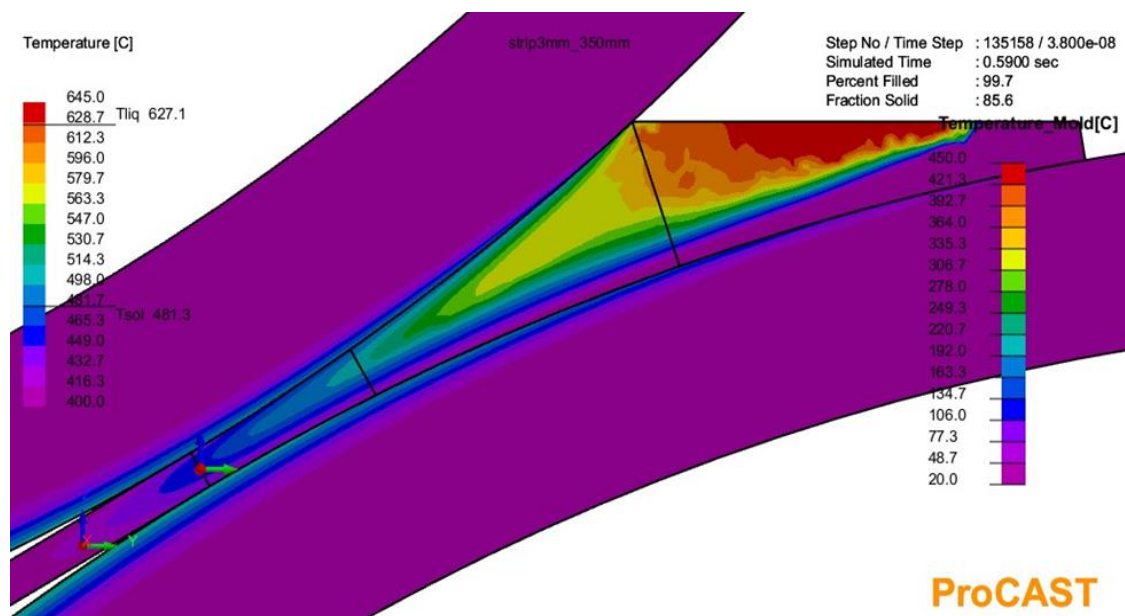


Рис. 3.6 – Розподіл температурних полів у поперечному перерізі валків для заготовки товщиною 3 мм, що відливається зі швидкістю 0,3 м/с при врахуванні руху розплаву металу, що розливається.

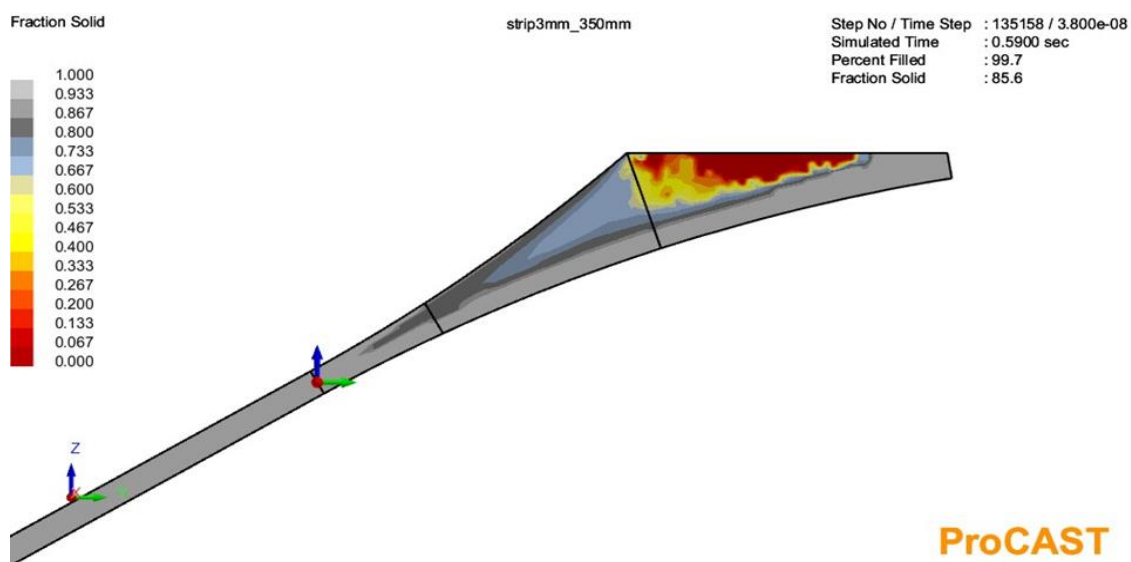


Рис. 3.7 – Ступінь кристалізації розплаву металу між валками при розливці заготовки товщиною 3 мм зі швидкістю 0,3 м/с при врахуванні руху розплаву металу, що розливається.

У результаті моделювання для всіх варіантів експериментів також розраховані гідродинамічні поля у вигляді ізолінії швидкостей в міжвалковому зазорі в 3D сітці, з яких наочно видно їх нерівномірний розподіл (рис. 3.8). Більш високі швидкості в поверхневих шарах рідкої лунки металу будуть підвищувати інтенсивність їх контактів з атмосферним повітрям, що є передумовою зростання забрудненості литих заготовок неметалевими включеннями (для алюмінієвих сплавів переважно – оксидами).

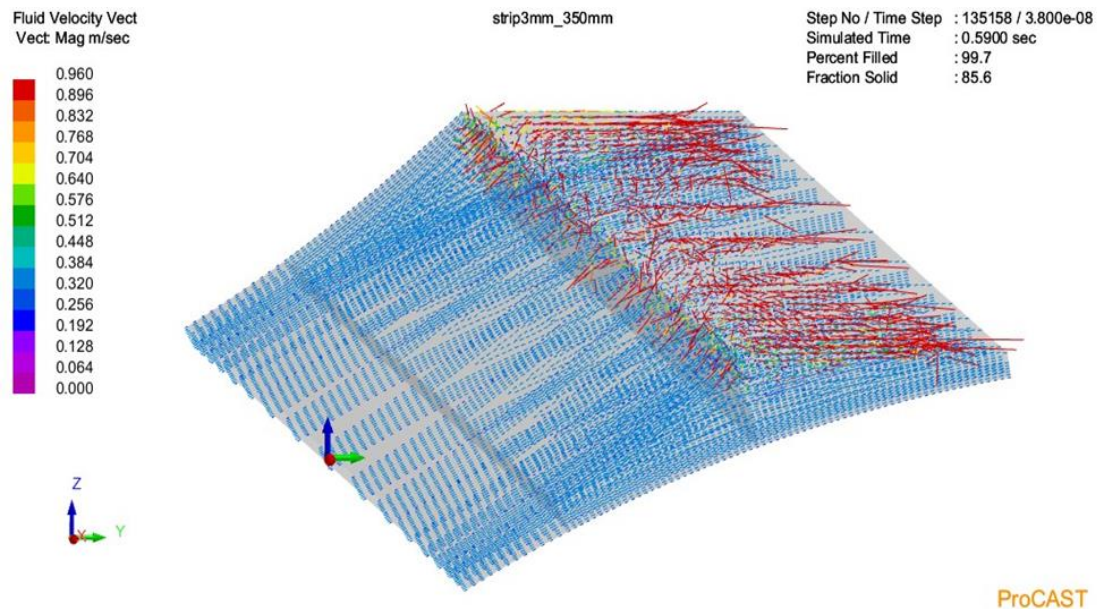


Рис. 3.8 – Гідродинамічна картина процесу валкової розливки металів

Аналіз рисунків 3.4-3.8 наочно підтверджує вирішальну роль, яку грає гідродинаміка розплаву металу у валковому кристалізаторі у процесах теплообміну та його кристалізації. Крім цього, від рівномірності розподілу потоків розплаву (тобто від їх симетричності) також залежить інтенсивність підмиву кірки затверділого металу на валках-кристалізаторах [105]:

$$F = \rho \frac{Q}{4} V (1 - \sin \theta) \frac{1}{D}, \quad (3.11)$$

де  $F$  – сила підмиву кірки затверділого металу;  $\rho$  – густина рідкого металу;  $Q$  – швидкість об'ємної подачі металу;  $V$  – швидкість закінчення струменя металу з розливного пристрою;  $\theta$  – кут нахилу струменя до поверхні затверділої кірки

металу;  $D$  – відстань від поверхні меніска металу до точки зустрічі струменя із затверділою кіркою.

### **3.2. Визначення швидкостей валкової розливки досліджуваних алюмінієвих сплавів методом чисельного моделювання.**

В роботі, окрім тепло- масообмінних процесів, математичним моделюванням також проведено аналіз впливу швидкісних режимів валкової розливки металу на умови формування штаб із досліджуваних алюмінієвих сплавів (АД35, АМг5 і В95) товщиною 2, 3 та 4 мм за різної температури перегріву їх розплавів ( $2 \div 20$  °С) [118-120]. Як вихідні дані для моделювання використані відомі хімічні склади та теплофізичні характеристики даних сплавів (табл. 2.1 і 2.2, РОЗДІЛ 2).

Обчислювальний експеримент проводили для наступних конкретних технологічних параметрів: радіус валка ( $R$ ) – 200 мм; кут меніска ( $\beta$ )  $-33^\circ$ ; інтенсивність тепловідведення на межі метал-валок –  $15000 \text{ Вт}/(\text{м}^2 \cdot \text{К})$ ; ширина смуги – 350 мм. Рівень металу в кристалізаторі ( $H$ ) визначали із співвідношення:  $H = R \cdot \sin\beta$ . Передбачалося, що рівень ванни розплаву підтримується постійним за рахунок синхронізації об'єму металу, що подається, і швидкості обертання валків. Тепловідвід у напрямі, перпендикулярному площині поперечного перерізу зони кристалізації-деформації, зневажливо малий. У початковий час вважали, що температура розплаву відповідає температурі металу в проміжному ковші.

Результати обчислювальних експериментів щодо вивчення умов формування литої листової заготовки отримували у вигляді конкретних параметрів розливки (у таблиці 3.2, наприклад, представлені дані для високоміцного алюмінієвого сплаву В95).



Таблиця 3.2

Результати обчислювального експерименту для сплаву В95 ( $\delta=3$  мм)

$V$ , м/с	$\tau$ , с (при $H=0$ мм)	$\Delta t$ , °C	$\delta_{тв.к.}$ , мм	$\varepsilon$ , с	$t_{м-в}$ , °C	$t_{ц}$ , °C
0,5	0,2304	5	1,5	0,2079	399,88	433,77
		10	1,5	0,2102	402,83	437,0
		15	1,5	0,2125	405,77	440,26
		20	1,5	0,2147	408,71	443,53
0,52	0,2215	5	1,5	0,208	411,55	446,87
		10	1,5	0,2103	414,51	450,15
		15	1,5	0,2126	417,42	453,62
		20	1,5	0,2148	420,26	457,19
0,54	0,2133	5	1,5	0,2081	422,03	459,59
		10	1,5	0,2103	424,676	463,56
		15	1,5	0,2132	427,15	468,07
		20	1,123	-	429,53	472,07
0,6	0,192	5	0,661	-	444,161	484,914
		10	0,594	-	446,354	486,632
		15	0,531	-	448,522	488,311
		20	0,472	-	450,664	489,952
0,7	0,1645	5	0,0075	-	469,64	504,756
		10	0,0	-	471,453	506,38
		15	0,0	-	473,26	507,99
		20	0,0	-	475,06	509,62

У наведеній вище таблиці прийняті наступні позначення:  $V$ , м/с – швидкість розливки;  $\tau$ , с – час виходу металу з валків;  $\Delta t$ , °C – температура перегріву металу над температурою ліквідусу;  $\delta_{тв.к.}$ , мм – товщина затверділої кірки металу на рівні виходу з валків;  $\varepsilon$ , с – час утворення твердої кірки, що дорівнює товщині заготовки;  $t_{м-в}$ , °C – температура на межі метал-валок при виході з кристалізатора;  $t_{ц}$ , °C – температура в центрі штаби при виході із кристалізатора.

Аналогічні розрахунки були проведені для всіх досліджуваних сплавів при товщинах литих заготовок 2 і 4 мм із температурою перегріву  $\Delta t = 5^\circ$  і у узагальненому вигляді подані у таблиці 3.3.

Таблиця 3.3

Результати обчислювального експерименту для досліджуваних сплавів

Сплав Параметр	АД35	АМг5	В95
<i>Товщина заготовки <math>\delta = 2</math> мм</i>			
Швидкість розливки $V$ , м/с	1,238	1,354	0,87
Час досягнення рівня виходу з валків ( $H=0$ мм) $\tau$ , с	0,093	0,085	0,1324
Температура поверхні штаби $t_{м-в}$ , $^\circ\text{C}$	527,45	529,5	441,12
Температура центру штаби $t_{ц}$ , $^\circ\text{C}$	590,11	568,27	470,09
<i>Товщина заготовки, <math>\delta = 3</math> мм</i>			
Швидкість розливки $V$ , м/с	0,773	0,859	0,56
Час досягнення рівня виходу з валків ( $H=0$ мм) $\tau$ , с	0,15	0,1336	0,2057
Температура поверхні штаби $t_{м-в}$ , $^\circ\text{C}$	502,3	512,23	428,08
Температура центру штаби $t_{ц}$ , $^\circ\text{C}$	591,9	568,09	470,3
<i>Товщина заготовки, <math>\delta = 4</math> мм</i>			
Швидкість розливки $V$ , м/с	0,535	0,619	0,406
Час досягнення рівня виходу з валків ( $H=0$ мм) $\tau$ , с	0,216	0,186	0,284
Температура поверхні штаби $t_{м-в}$ , $^\circ\text{C}$	477,47	496,24	415,27
Температура центру штаби $t_{ц}$ , $^\circ\text{C}$	588,25	568,04	469,17

Результатом цього етапу обчислювальних експериментів стали отримані елементарні аналітичні залежності виду  $V = f(\Delta t)$ , що дозволяють визначити швидкості валкової розливки для всіх досліджених сплавів з отриманням листової заготовки заданої товщини – 2, 3 та 4 мм у прив'язці лише до одного

технологічного параметра розливки – температури перегріву розплаву ( $\Delta t$ , °C) від 2 до 20 °C [119].

Для сплаву АД35:

$$\delta = 2 \text{ мм} - V = (1371.2 - 4.15 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 98.85; \quad (3.12)$$

$$\delta = 3 \text{ мм} - V = (785.83 - 3.04 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 98.85; \quad (3.13)$$

$$\delta = 4 \text{ мм} - V = (540.42 - 1.49 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 99.55. \quad (3.14)$$

Для сплаву АМГ5:

$$\delta = 2 \text{ мм} - V = (1253.8 - 4.02 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 99.5; \quad (3.15)$$

$$\delta = 3 \text{ мм} - V = (872.9 - 2.26 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 98.51; \quad (3.16)$$

$$\delta = 4 \text{ мм} - V = (625.94 - 1.65 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 99.52. \quad (3.17)$$

Для сплаву В95:

$$\delta = 2 \text{ мм} - V = (884.6 - 2.58 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 97.69; \quad (3.18)$$

$$\delta = 3 \text{ мм} - V = (565.43 - 1.2 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 98.67; \quad (3.19)$$

$$\delta = 4 \text{ мм} - V = (409.35 - 0.78 \cdot \Delta t) \cdot 10^{-3}, r^2 = 98.58. \quad (3.20)$$

Отримані рівняння регресії мають коефіцієнт детермінації  $r^2$  (тобто відсоток експериментальних даних, який можна пояснити моделлю) не нижче 95%.

Але в реальних умовах на стабільність процесу валкової розливки металів впливає більша кількість технологічних параметрів. Тому для вивчення умов формування литої листової заготовки були проведені обчислювальні експерименти з більшою кількістю змінних (тобто технологічних параметрів валкової розливки). Як змінні в цих експериментах були обрані такі параметри: товщина заготовки ( $\delta - 2 \div 4$  мм); кут меніска ( $\beta - 10 \div 33$  град.); радіус валка ( $R - 200 \div 400$  мм); температура перегріву розплаву ( $\Delta t = 10 \div 60$  °C) [118, 119].

У результаті обчислювального експерименту з послідовним виключенням незначних факторів методом покрокової регресії результатів для всіх

алюмінієвих сплавів були отримані універсальні рівняння виду  $V = f(\delta, \beta, R, \Delta t)$ , в яких враховується більша кількість технологічних параметрів розливки.

Для сплаву АД35 рівняння має вигляд:

$$V = (-554.35 + 47.55 \cdot \beta + 3.24 \cdot R - 14.77 \cdot \delta \cdot \beta - 1.1 \cdot \delta \cdot R + 0.12 \cdot \beta \cdot R - 0.11 \cdot \beta \cdot \Delta t + 56.44 \cdot \delta^2) \cdot 10^{-3}. \quad (3.21)$$

Для сплаву АМг5:

$$V = (-591.7 + 51.82 \cdot \beta + 3.37 \cdot R - 16.95 \cdot \delta \cdot \beta - 1.16 \cdot \delta \cdot R + 0.14 \cdot \beta \cdot R - 0.11 \cdot \beta \cdot \Delta t + 60.39 \cdot \delta^2) \cdot 10^{-3}. \quad (3.22)$$

Для сплаву В95:

$$V = (-440.35 + 30.63 \cdot \beta + 2.49 \cdot R - 11.08 \cdot \delta \cdot \beta - 0.88 \cdot \delta \cdot R + 0.1 \cdot \beta \cdot \Delta t + 47.36 \cdot \delta^2) \cdot 10^{-3}. \quad (3.23)$$

У результаті проведення обчислювальних експериментів було визначено оптимальні швидкості валкової розливки для всіх досліджуваних алюмінієвих сплавів з урахуванням ширшого спектра технологічних параметрів (табл. 3.4). Розраховані за рівняннями (3.21-3.23) для конкретних технологічних режимів розливки досліджуваних сплавів рівень лінійних швидкостей виходу литих листових заготовок з валкового кристалізатора показали хорошу кореляцію з фактичними їх значеннями на лабораторній установці.

### **3.3. Теплообмінні процеси при валковій розливці металів і їх оптимізація.**

Важливу роль формуванні структури та властивостей металів у литих заготовках грають теплофізичні умови формування. Відомо, що при збереженні однакового хімічного складу сплаву властивості литого металу можуть суттєво змінюватись в залежності від характеристик їх кристалічних структур, які, у свою чергу, визначаються умовами охолодження (тобто температурним режимом, при якому відбувається кристалізація металу) [121-126]. Тому розглянемо деякі

особливості теплообмінних процесів, що відбуваються між рідким металом та валковим кристалізатором.

Таблиця 3.4

Результати обчислювального експерименту для досліджуваних сплавів

№№ п/п	$\delta$ , мм	$\beta$ , град.	$R$ , мм	$\Delta t$ , °C	АД35	АМг5	В95
					Швидкість розливки сплаву $V$ , м/с		
1	2	10	200	10	0,367	0,4021	0,2597
2	2	10	200	60	0,3116	0,3466	0,2345
3	2	10	400	10	0,7353	0,805	0,52
4	2	10	400	60	0,6241	0,6942	0,477
5	2	33	200	10	1,2087	1,3241	0,855
6	2	33	200	60	1,0261	1,1414	0,772
7	2	33	400	10	2,4215	2,6514	1,7126
8	2	33	400	60	2,0556	2,2862	1,7419
9	4	10	200	10	0,1587	0,1842	0,1213
10	4	10	200	60	0,137	0,1601	0,116
11	4	10	400	10	0,3193	0,3692	0,248
12	4	10	400	60	0,2754	0,32106	0,2243
13	4	33	200	10	0,5269	0,6066	0,3996
14	4	33	200	60	0,4512	0,5273	0,382
15	4	33	400	10	1,0515	1,2158	0,8168
16	4	33	400	60	0,9069	1,0573	0,73864
17	2	20	300	30	1,009	1,1127	0,7339
18	4	20	300	30	0,4403	0,5118	0,3438
19	3	10	300	30	0,3189	0,3614	0,24072
20	3	33	300	30	1,0505	1,19025	0,79272
21	3	20	200	30	0,4174	0,4736	0,2972
22	3	20	400	30	0,8375	0,9489	0,5957
23	3	20	300	10	0,6697	0,7104	0,4935
24	3	20	300	60	0,5736	0,6534	0,4463

Інтенсивність перебігу теплообмінних процесів між розплавом і валковим кристалізатором відіграє принципово важливу роль у формуванні структури та властивостей листової заготовки, а також є головним фактором, що лімітує швидкість розливки металу. Тому, перш ніж приступити до викладу результатів досліджень, доцільно провести елементарний теоретичний аналіз теплового балансу валкового кристалізатора. Якщо розглядати валковий кристалізатор як теплообмінний апарат, то тепловий баланс його матиме вигляд [94]:

$$Q_{нач.} = Q_{\delta} + Q_1 + Q_2 + Q_{ух.}, \quad (3.24)$$

де  $Q_{нач.}$  – тепло, що вноситься рідким металом в кристалізатор;  $Q_{\delta}$  – тепло, що відводиться охолоджуючим кристалізатор теплоносієм;  $Q_1$  – втрати тепла на променевипускання через відкриту поверхню металу;  $Q_2$  – втрати тепла на початковий прогрів кристалізатора;  $Q_{ух.}$  – тепло, що йде з кристалізатора із заготовкою.

Враховуючи, що у виразі (3.24) абсолютні значення  $Q_1$  і  $Q_2$  істотно менше щодо інших доданків, то ними можна знехтувати і тоді тепловий баланс матиме вигляд:

$$Q_{нач.} = Q_{\delta} + Q_{ух.} \quad (3.25)$$

В кінцевому підсумку тепло, що підводиться до межі тверднення, передається до охолоджуючої води через кірку затверділого металу  $\xi$  і бандаж валка-кристалізатора  $\delta_{\delta}$ . Загальний ефективний коефіцієнт тепловіддачі від рідкого металу до охолоджувальної води ( $\alpha_{кр.}$ ) можна визначити з виразу [94]:

$$\alpha_{кр.} = \frac{1}{\frac{1}{\alpha_{\delta\delta}} + \Sigma_r}, \quad (3.26)$$

де  $\alpha_{\delta\delta}$  – коефіцієнт тепловіддачі від рідкого металу до стінки кристалізатора;  $\Sigma_r$  – сума проміжних термічних опорів (затверділа кірка, бандаж валка-кристалізатора).

Точне визначення проміжних термічних опорів у реальних умовах практично неможливе, тому в розрахунках приймають, що кількість тепла  $Q$ , що передається кристалізатору, дорівнює кількості тепла  $Q_6$ , відведеному охолоджувальною водою, і визначається наступним чином [94]:

$$Q = Q_6 = G_6 \cdot (t_{26} - t_{16}) = m \cdot C \cdot (t_{26} - t_{16}), \quad (3.27)$$

де  $G_6$  – витрата води на кристалізатор;  $t_{16}$  и  $t_{26}$  – температура води на вході та виході з кристалізатора;  $m$  – маса води в каналах валка;  $C$  – питома теплоємність води.

З іншого боку, кількість тепла ( $Q_6$ ), що відводиться з поверхні валка за час проходження однієї порції води (від входу до виходу з нього), за той же час можна визначити наступним чином [6]:

$$Q_6 \approx \alpha \cdot F \cdot \Delta t \cdot \tau, \quad (3.28)$$

де  $\alpha$  – коефіцієнт тепловіддачі до охолоджувальної води;  $F$  – площа теплообміну валка;  $\Delta t$  – перепад температури між поверхнею валка та охолоджувальною водою;  $\tau$  – тривалість теплообміну між однією порцією охолоджувальної води та кристалізатором.

Вирішуючи спільно рівняння (3.27) і (3.28), можна визначити коефіцієнт тепловіддачі до охолоджувальної води:

$$\alpha = \frac{m \cdot C \cdot (t_{2B} - t_{1B})}{\Delta t \cdot F \cdot \tau}. \quad (3.29)$$

Очевидно, що теплопередача через термічні проміжні бар'єри (затверділа кірка, бандаж валка-кристалізатора) визначається їх фізичними характеристиками. Відповідно, єдиною стадією, на якій можна контролювати та керувати теплообмінними процесами, є теплопередача від бандажу валка до охолоджувальної води.

Для забезпечення стійкості процесу беззливкової прокатки металевих сплавів необхідно забезпечити таку інтенсивність тепловідведення від металу,

що розливається, при якому на поверхнях валків-кристалізаторів твердне 10-15% міжвалкового обсягу розплаву [70, 83, 86]. Тоді за відомою масою рідкого металу між валками можна визначити мінімальну кількість тепла ( $Q_{min}$ ), яке необхідно відвести від розплаву металу за один обіг валків. Це тепло ( $Q_{min}$ ) складається з двох доданків і його можна визначити так:

$$Q_{min} = Q_{пер.} + Q_{пл.}, \quad (3.30)$$

де  $Q_{пер.}$  – тепло перегріву розплаву металу;  $Q_{пл.}$  – теплота плавлення (кристалізації) металу. При цьому тепло перегріву ( $Q_{пер.}$ ) розраховується за формулою (3.27), в якій замість  $t_{1\phi}$  і  $t_{2\phi}$  використовується  $t_{лікв.}$  та  $t_{пер.}$ , тобто температура ліквідусу сплаву, що розливається, і температура перегріву розплаву металу, а замість питомої теплоємності води – питома теплоємність металу. Теплота плавлення металу ( $Q_{пл.}$ ) залежить від типу металевого сплаву та є довідковою характеристикою.

Якщо при виході заготовки з валків-кристалізаторів не дотримуватиметься умова  $Q_{\phi} > Q_{min}$ , то процес беззливкової прокатки металів буде нестійким. Тобто в цьому випадку метал на виході з валків перебуватиме в твердо-рідкому стані, що припускає високу ймовірність руйнування заготовки, що відливається, через низькі властивості міцності. Тому встановлення закономірностей теплообміну між металом, що розливається, і кристалізатором в залежності від технологічних параметрів беззливкової прокатки металів є дуже важливим завданням з точки зору забезпечення стабільності цього процесу.

У цій роботі вивчена можливість управління тепловіддачею від металу, що твердне, до охолоджуючої валковий кристалізатор води. Дослідження проводились за розробленою методикою фізичного моделювання (пункт 2.4, РОЗДІЛ 2). Як важелі для керування теплообмінними процесами при валковій розливці металів застосовані: швидкість руху води в закритих каналах валків-кристалізаторів, збільшення площі поверхонь теплообміну валків, а також



наведення штучної шорсткості на внутрішніх поверхнях валків, що контактують з охолоджувальною водою [127, 128].

На початковій стадії цього етапу досліджень як контрольні (вихідні) орієнтири були визначені параметри теплообміну між валком-кристалізатором і охолоджувальною водою для різних швидкостей витягування заготовок за інших рівних умов (рис. 3.9). На цьому рисунку представлена залежність кількості тепла, що відводиться охолоджувальною водою за час її проходження від входу до виходу з валка, розраховані по залежності (3.27). Ці розрахунки проведені для чистого алюмінію при його розливці у стандартний валковий кристалізатор з гладкою поверхнею теплообміну для різних температур перегріву. Бачимо, що інтенсивність теплообміну між бандажом валка-кристалізатора та охолоджувальною водою суттєво знижується при підвищенні лінійної швидкості розливки. Наприклад, при перегріві розплаву металу  $\Delta t_{пер.} = 40^{\circ}\text{C}$  та лінійної швидкості розливки  $W_p = 0,1$  м/с кількість відведеного тепла ( $Q_6$ ) дорівнює  $750 \times 10^3$  Дж, а для швидкості  $W_p = 0,7$  м/с –  $270 \times 10^3$  Дж, тобто кількість тепла, що відводиться, знизилась в 2,8 рази.

Основний висновок з цього рисунка полягає в тому, що швидкість валкової розливки для чистого алюмінію (і сплавів, близьких до чистого алюмінію) повинна відповідати умові  $W_p \leq 0,75$  м/с (вище за пунктирну горизонтальну лінію). Це пов'язано зі зниженням тривалості контактного теплообміну між металом, що розливається, і кристалізатором і, відповідно, охолоджувальною водою при підвищенні частоти обертання валків. Так, при лінійній швидкості розливки розплаву  $W_p = 0,05$  м/с тривалість теплообміну між охолоджувальною водою та металом (через бандаж кристалізатора) становить  $\approx 6$  с., а при  $W_p = 0,5$  м/с –  $\approx 0,6$  с. Відповідно до залежності (3.28) кількість тепла, що відводиться охолоджувальною водою прямо пропорційно тривалості процесу теплообміну між охолоджувальною водою і кристалізатором.

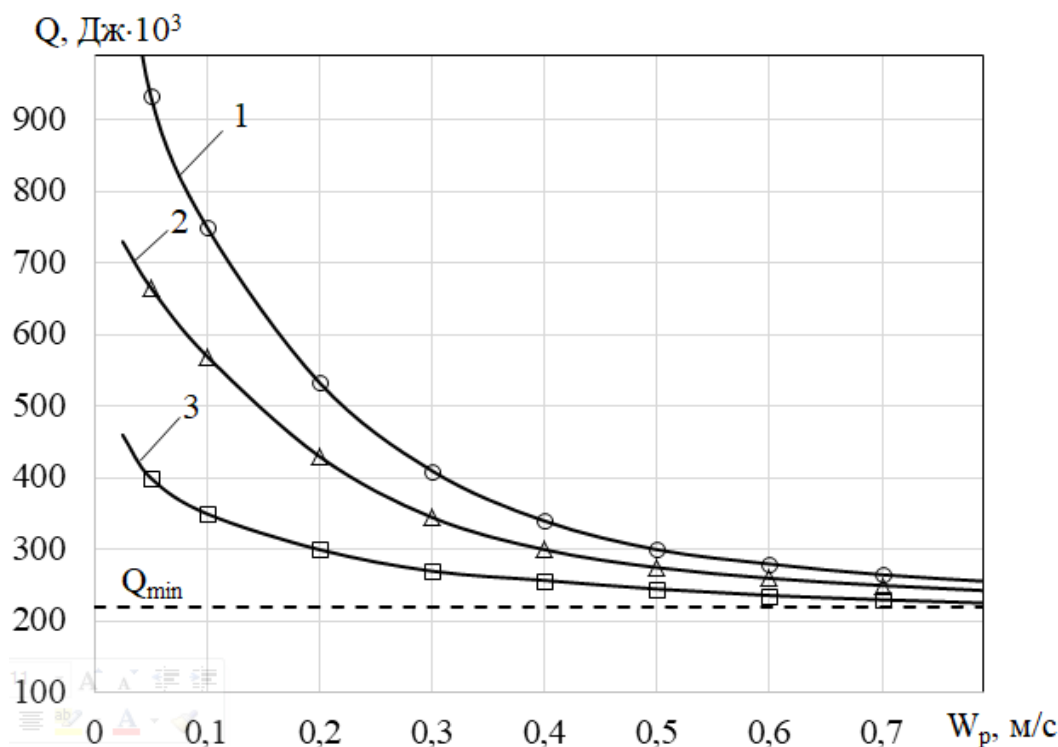


Рис. 3.9 – Кількість тепла, що відводиться охолоджувальною водою протягом одного обороту валка-кристалізатора: 1 – при перегріві розплаву металу  $\Delta t_{nep.} = 40^\circ\text{C}$ ; 2 –  $\Delta t_{nep.} = 20^\circ\text{C}$ ; 3 –  $\Delta t_{nep.} = 10^\circ\text{C}$

Враховуючи, що швидкість валкової розливки металів залежить від теплообмінних процесів у кристалізаторі, в роботі були використані різні прийоми для підвищення інтенсивності теплообміну між валком та водою, що охолоджує. Для цього вивчено вплив таких прийомів, як зміна швидкості руху охолоджувальної води, підвищення площі поверхонь теплообміну бандажів валків, а також наведення штучної шорсткості на внутрішніх поверхнях валків на кількість тепла, що відводиться охолоджувальною водою.

Отримані в ході досліджень результати показують, наприклад, що підвищення швидкості руху охолоджувальної води в каналах валків-кристалізаторів призводить до інтенсифікації теплообмінних процесів в них (табл. 3.5). У цій таблиці наведено параметри теплообміну між кристалізатором та охолоджувальною водою залежно від швидкості її руху вздовж поверхні

теплообміну (ці результати отримані для варіанта лінійної швидкості валкової розливки 0,3 м/с).

Таблиця 3.5

Параметри теплообміну між охолоджувальною водою та тепловідвідною поверхнею валка-кристалізатора при швидкості розливки 0,3 м/с

№№ п/п	Параметр теплообміну						
	$W_v$ , м/с	$\tau$ , с	$\alpha_v \times 10^3$ Вт/м <sup>2</sup> ·°С	$Q_v \times 10^3$ Дж	$\Delta P \times 10^6$ Па	$t_m$ , °С	$t_{1в}$ , °С
1.	0,2	1,0	15,9	515	0,158	700 ± 5	15 ± 2
2.	0,5	0,4	42,4	546	0,987		
3.	1,0	0,2	90,7	584	3,95		
4.	1,5	0,13	147,5	618	8,89		
5.	2,0	0,1	202,5	652	15,8		
6.	2,5	0,08	260,8	673	24,7		
7.	3,0	0,067	318,6	685	35,6		
8.	4,0	0,05	432,3	696	63,2		
9.	6,0	0,033	667,9	708	142,2		
10.	8,0	0,025	887,6	719	252,8		
11.	10,0	0,02	1137,5	728	395,0		

Встановлено, що при підвищенні значень швидкостей руху води до 2,5 м/с спостерігається вагоме збільшення темпу тепловідведення. Але подальше підвищення швидкості руху води не призводить до помітного зростання тепла, що відводиться. Так, при п'ятдесятикратному підвищенні швидкості руху води спостерігаємо зростання тепла, що відводиться, всього лише на 61%. Ці результати добре узгоджуються з відомими дослідженнями в галузі атомної та теплової енергетики, де для різних конструкцій теплообмінників оптимальна швидкість руху теплоносія (води) становить від 1,5 до 2,0 м/с [129, 130]. Але при цьому треба враховувати, що підвищення швидкості руху для будь-яких краплинних рідин (до таких відноситься і вода) призводить до значних втрат гідравлічного напору на подолання сил тертя.

Загалом для таких рідин втрати гідравлічного напору ( $\Delta P$ ) на подолання сил тертя можна визначити за формулою [131]:

$$\Delta P = \xi_m \cdot \rho \cdot \frac{W^2}{2}, \quad (3.31)$$

де  $\xi_m$  – коефіцієнт гідравлічного тертя;  $\rho$  – густина теплоносія;  $W$  – швидкість руху теплоносія.

Для ламінарного характеру руху крапельної рідини коефіцієнт гідравлічного тертя визначається формулою Пуазейля [131]:

$$\xi_m = \frac{64\varphi}{Re}, \quad (3.32)$$

де  $\varphi$  – коефіцієнт, що залежить від форми каналу.

При турбулентному режимі руху такої рідини коефіцієнт гідравлічного тертя визначається формулою Блазіуса [131]:

$$\xi_m = \frac{0,3164}{Re}. \quad (3.33)$$

Розрахунки за наведеними залежностями (3.31 – 3.33) показують, що у експериментах п'ятидесятикратне збільшення швидкості руху води призводить до зростання втрат гідравлічного напору втричі (табл. 3.5). З чого випливає, що для інтенсифікації теплообмінних процесів у валковому кристалізаторі шляхом збільшення швидкості руху охолоджувальної води потрібно більше енергетичних витрат на його реалізацію. Це призведе до різкого підвищення тиску води у всій системі охолодження кристалізатора в цілому і, як наслідок, до зростання вимог до механічних характеристик всіх деталей конструкції (у тому числі ущільнювальних елементів), що зумовлює певні технічні складності при практичній реалізації цього способу та відносно низьку економічну ефективність.

Більш висока ефективність теплової роботи валкового кристалізатора отримана при використанні двох інших прийомів інтенсифікації теплообмінних процесів у ньому: збільшення площі поверхні теплообміну, а також наведення штучної шорсткості на бандажах валків (рис. 3.10). З цього рисунка бачимо, що

для всіх розглянутих варіантів рельєфів поверхонь теплообміну бандажів валків, з підвищенням швидкості руху води відбувається інтенсифікація теплообмінних процесів в кристалізаторі в різній мірі. Кількості тепла, що відводиться охолоджувальною водою за час її проходження від входу до виходу з валка, розраховані по залежності (3.27).

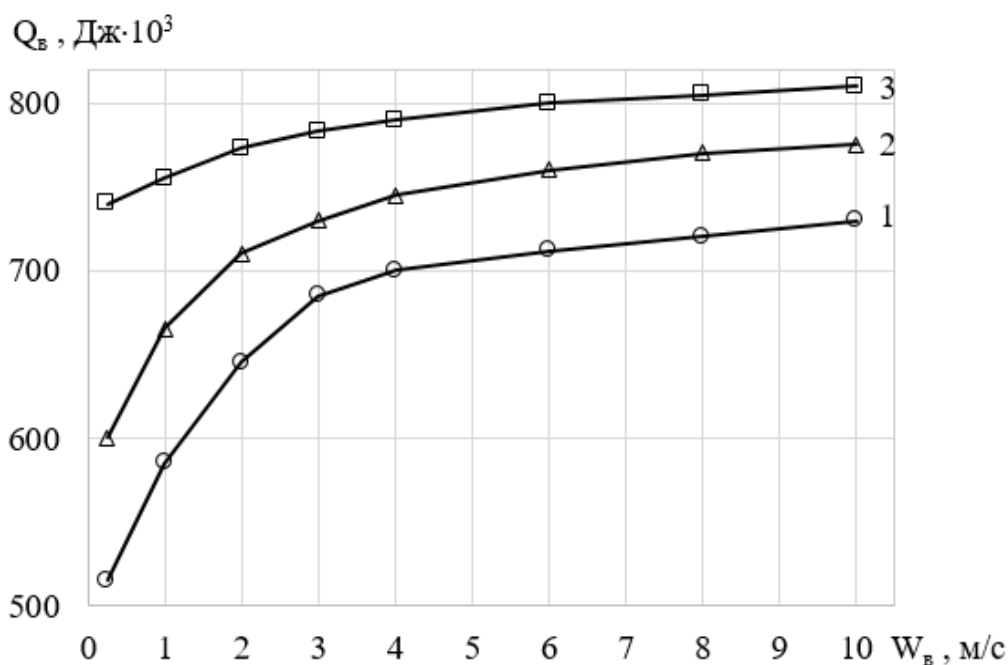


Рис. 3.10 – Залежність інтенсивності тепловідведення у валковому кристалізаторі від швидкості руху охолоджувальної води: 1 – при гладкому рельєфі поверхні теплообміну бандажа валка; 2 – бандаж з поздовжніми ребрами; 3 – бандаж з поперечною шорсткістю

Привертає увагу той факт, що для ребристих поверхонь ступінь інтенсифікації теплообміну не залежить від швидкості руху води (рис. 3.10, криві 1 і 2). Тобто абсолютна кількість тепла, що відводиться при всіх значеннях швидкостей руху охолоджуючої води збільшується приблизно на одну і ту ж величину. Хоча тепло, що відводиться охолоджуючою водою, має прямо пропорційну залежність від площі поверхні теплообміну (формула 3.28), в отриманих результатах така пропорція не дотримується. Так, в умовах

проведення експериментів збільшення площі поверхні теплообміну бандажів валків за рахунок поздовжніх ребер на 50% підвищує кількість тепла, що відводиться водою, лише на  $6 \div 16\%$  залежно від швидкості її руху. Це пов'язано з тим, що збільшення площі поверхні теплообміну знижує значення коефіцієнта тепловіддачі від бандажів валків до охолоджувальної води (див. формулу 3.29). Тому кількість тепла, що відводиться водою, підвищується не так само, як і збільшення площі поверхні теплообміну.

Зовсім інший характер теплообмінних процесів у валковому кристалізаторі ми спостерігаємо при тепловідведенні від поверхонь бандажів зі штучною поперечною шорсткістю (рис. 3.10, криві 1 і 3). Бачимо, що ефективність впливу поперечних виступів на поверхні теплообміну на кількість тепла, що відводиться водою, сильніше проявляється при низьких швидкостях її руху в кристалізаторі. Наприклад, якщо при швидкості руху води вздовж поверхні теплообміну, що дорівнює 0,2 м/с, кількість тепла, що нею відводиться, збільшується на 45%, то при швидкості води у 8 м/с – всього на 11% (пор. прямі 1 і 3, рис. 3.10). Ймовірно, це пов'язано зі структурою прикордонного гідродинамічного шару, яка визначається швидкістю руху води, що охолоджує, вздовж поверхні теплообміну.

Інтенсифікація теплообмінних процесів в кристалізаторі при наведенні на поверхні теплообміну штучної шорсткості логічно пояснюється, якщо ґрунтуватися на структурних особливостях набігаючого гідродинамічного шару. З теорії прикордонного шару відомо, що при русі потоку рідини (або газу) вздовж гладкої поверхні на ній формується прикордонний гідродинамічний шар з різною структурою за напрямом перебігу та перерізу (рис. 3.11) [132-138].

При малих значеннях чисел Рейнольдса ( $Re < 2 \dots 5 \cdot 10^5$ ) режим руху рідини з усього перерізу потоку в циркуляційному каналі кристалізатора має ламінарний характер. Але в металургійній практиці у будь-яких типах кристалізаторів значення чисел Рейнольдса завжди відповідають умові  $Re \geq 2 \dots 5 \cdot 10^5$ , тобто по всьому перерізу потоку маємо турбулентний характер руху рідини. Але навіть і

при турбулентному характері руху рідини в потоці завжди є гідродинамічний прикордонний шар, структура якого складається з перехідної зони і в'язкого ламінарного підшару (рис. 3.11). Саме в'язкий ламінарний підшар і є тим бар'єром, який істотно лімітує теплопередачу між обтічною поверхнею, і рідиною. Товщина цього в'язкого підшару ( $\delta_{в.п.}$ ) залежить від розміру турбулентного ядра потоку ( $\delta_m$ ) і визначається із співвідношення [138]:

$$\delta_{в.п.} = 0,01 \cdot \delta_m. \quad (3.34)$$

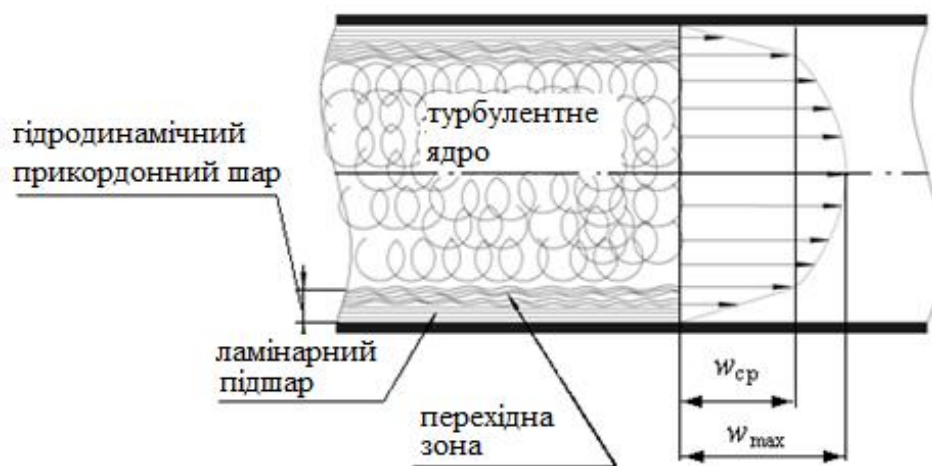


Рис. 3.11 – Структура потоку рідини (або газу) при його русі вздовж гладкої поверхні

Загальну товщину турбулентного ядра в потоці рідини можна визначити з наступної залежності [138]:

$$\delta_m = \frac{0,37 \cdot X}{Re^{0,3}}, \quad (3.35)$$

де  $X$  – відстань від кромки обтічної поверхні до розглядаємої точки.

Якщо виходити з того, що товщина в'язкого підшару становить близько 0,01 частини загальної товщини турбулентного ядра (3.34), то з формули (3.35) слід, що з видаленням від кромки кристалізатора товщина цього підшару буде збільшуватися.

Якщо структуру потоку в цілому розглядати з позиції теплообміну між поверхнею і рідиною, що набігає, то можна зробити висновок, що у в'язкому ламінарному підшарі тепло передається теплопровідністю, а в турбулентному ядрі – конвекцією (рис. 3.11). Отже, у загальному перенесенні тепла лімітуючою стадією є теплопередача теплопровідністю у в'язкому ламінарному підшарі. Тоді коефіцієнт тепловіддачі ( $\alpha$ ) від поверхні теплообміну к потоку рідини можна визначити з наступного виразу [138]:

$$\alpha = \frac{\lambda}{\delta_{в.л.}}, \quad (3.36)$$

де  $\lambda$  – теплопровідність рідини (теплоносія);  $\delta_{в.л.}$  – товщина в'язкого ламінарного підшару.

Отже, можна припустити, що посилення відведення тепла від поверхні теплообміну зі штучною шорсткістю до охолоджуючої води пов'язане з повним руйнуванням в'язкого ламінарного підшару в прикордонному гідродинамічному шарі або, як мінімум, зі зменшенням його товщини.

Механізм підвищення інтенсивності тепловідведення в кристалізаторі при штучній шорсткості поверхні теплообміну, на наш погляд, полягає у тому, що при набіганні потоку рідини на виступ за ним утворюється вихор, який руйнує структуру в'язкого підшару, турбулізуючи його (рис. 3.12). Внаслідок цього при незмінній швидкості руху рідини в'язкий ламінарний підшар повністю руйнується або зменшується за товщиною, що сприяє підвищенню коефіцієнта тепловіддачі без збільшення гідравлічних втрат.

При такому рельєфі поверхні теплообміну для оптимальної теплової роботи кристалізатора необхідно забезпечити такі умови: висота виступів не повинні перевищувати товщину в'язкого ламінарного підшару гідродинамічному прикордонному шарі, щоб не збільшувалися втрати гідравлічного напору; вихор, який виникає за виступом, повинен припинити своє існування до зустрічі з наступним виступом (рис. 3.12), інакше він переходитиме в ядро потоку і



створюватиме додатковий гідравлічний опір; оптимальне співвідношення відстані між виступами до їх висоти, за якого досягається максимальна тепловіддача, має відповідати умові  $s/h \approx 13$  [128].

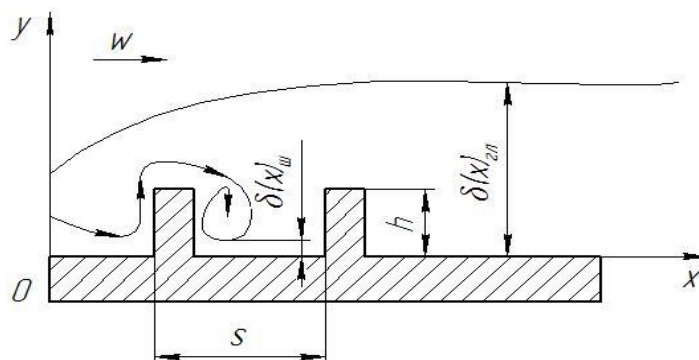


Рис. 3.12 – Схема руйнування в'язкого ламінарного підшару в потоці рідини, що рухається, за наявності на поверхні контакту виступів

Отримані результати показують, що використовуючи різні прийоми, можна керувати теплообмінними процесами у валкових кристалізаторах. З прикладної точки зору найбільш оптимальним із розглянутих варіантів прийомів є метод наведення шорсткості на бандажах валків, тому що, поряд з інтенсифікацією тепловідведення, турбулізація в'язкого ламінарного підшару води суттєво знижує ймовірність утворення накипу на теплообмінній поверхні. Накип, що утворюється на поверхнях бандажів валків, по-перше, є додатковим термічним опором і, по-друге, призводить до скорочення періоду профілактичного обслуговування кристалізаторів.

### **3.4. Вплив гідродинамічних та теплофізичних умов валкової розливки металів на формування листової заготовки.**

Принципово важливими для вивчення при беззливковій прокатці металів є процеси кристалізації та структуроутворення листових заготовок у валковому кристалізаторі, а також встановлення закономірностей впливу на ці процеси гідродинаміки розплаву в міжвалковому просторі та теплофізичних умов

розливки металу (температури перегріву, інтенсивності тепловідведення). Для вивчення цих процесів було проведено серію експериментів за розробленою методикою фізичного моделювання (пункт 2.5, РОЗДІЛ 2).

Сучасна теорія кристалізації надає можливість управління процесами кристалізації, а також прогнозування структури та властивостей литих металів та сплавів. На загальні закони зародження та зростання кристалів при формуванні реальних заготовок, зливків та виливків накладаються ще й процеси конвективного масопереносу, які впливають на передачу тепла перегріву до тепловідвідної поверхні через затверділу кірку і рівномірність розподілу переохолоджених локальних обсягів розплаву по перерізу [6, 11, 96, 139-143].

Як було зазначено вище, найбільш оптимальною гідродинамічною картиною рідкої ванни у міжвалковому просторі є симетричний розподіл потоків розплаву металу щодо поверхонь валків (рис. 3.4). Наслідком такої гідродинаміки розплаву є ідентичність термодинамічних полів вздовж поверхонь валків-кристалізаторів, в результаті чого повинна забезпечуватися симетричність кірок металу, що твердне на них.

Дійсно, з фізичного моделювання на прозорому сплаві камфена бачимо, що при оптимальній гідродинамічній картині розплаву між валками в площині зрощення зустрічних фронтів кристалізації кірки мають однакову товщину, хоча за висотою рідкої ванни спостерігаємо помітну їх різнотовщинність (рис. 3.13). Незважаючи на однакові умови охолодження валків-кристалізаторів за їх периметром, спостерігається помітна різниця в товщині затверділих кірок по висоті рідкої ванни між валками (рис. 3.13). Причини значного потовщення фронтів кристалізації у нижніх горизонтах литих заготовок залишаються дискусійними серед металургів. За цим явищем виникли теорії послідовної та об'ємної кристалізації сплавів, у яких не враховували ролі конвективного руху розплаву всередині ядра злитка [96, 140, 142]. Тим часом, конвекція (у тому числі примусова конвекція) грає вирішальну роль в цьому явищі [142].



Рис. 3.13 – Формування затверділої кірки розплаву камфену на поверхнях валків-кристалізаторів

Фізичну сутність впливу конвекції на формування структури литих заготовок можна визначити з наступного елементарного аналізу теплового балансу шару металу, що твердне. Товщина цього шару залежить від кількості тепла ( $q_1$ ), яке він може передати до охолоджуваної поверхні форми [142]:

$$q_1 = \frac{\lambda_k}{\xi} \Delta t_{кр.}, \quad (3.37)$$

де  $\lambda_k$ ,  $\Delta t_{кр.}$  – теплопровідність шару металу, що твердне, і перепад температур по його товщині;  $\xi$  – товщина затверділої кірки металу.

Кількість тепла, яке накопичується на межі тверднення ( $q_2$ ), складається з тепла кристалізації  $q_{кр.}$  і тепла перегріву в рідкій частині зливка  $q_{пер.}$  [144]:

$$q_2 = q_{кр.} + q_{пер.} \quad (3.38)$$

Проте процес кристалізації завжди супроводжується дотриманням балансу рівноваги між цими параметрами, тобто  $q_1 = q_2$ . Тоді, вирішуючи спільно рівняння (3.37) і (3.38) можна визначити товщину затверділого шару металу:

$$\xi = \frac{\lambda_{кр.} \cdot \Delta t_{кр.}}{q_{кр.} + q_{пер.}}. \quad (3.39)$$

З останнього виразу видно, що чим більша кількість тепла перегріву підводиться до межі тверднення, тим товщина кірки та швидкість кристалізації менше.

Розплав металу при переміщенні вздовж фронту кристалізації зверху вниз віддає тепло перегріву затвердівшій кірці. Внаслідок цього відбувається перерозподіл переохолоджених обсягів розплаву по висоті рідкої ванни металу і як наслідок – випереджальний ріст твердої фази у її нижній частині. При цьому тепло, яке передається фронту кристалізації, визначається за такою формулою [6]:

$$q = \alpha (t_{пер.} - t_l) F \tau, \quad (3.40)$$

де  $\alpha$  – коефіцієнт теплопередачі;  $t_{пер.}$  – температура перегріву розплаву;  $t_l$  – температура ліквідусу даного сплаву;  $F$  – площа бічної поверхні фронту кристалізації;  $\tau$  – тривалість переміщення перегрітого об'єму розплаву вздовж фронту кристалізації.

Останній параметр  $\tau$  і величина коефіцієнта тепловіддачі  $\alpha$  залежать від швидкості конвективного потоку  $W$  і змінюються по висоті рідкої ванни металу. Критеріальне рівняння теплообміну під час руху рідких металів має вигляд [100]:

$$Nu = 0,175(Gr \cdot Pr)^{1/3}, \quad (3.41)$$

де  $Nu$ ,  $Gr$ ,  $Pr$  – критерії Нуссельта, Грасгофа и Прандтля.

При значеннях цих критеріїв, характерних для режимів руху рідких металів у нерухомих формах, коефіцієнт тепловіддачі приблизно може бути визначений з наступного рівняння [6]:

$$\alpha = 0,6 \left( \frac{W}{H} \right)^{0,5} A, \quad (3.42)$$

де  $W$  – швидкість конвективних потоків;  $H$  – відстань від дзеркала металу;  $A$  – коефіцієнт, що враховує теплофізичні характеристики сплаву.

Даний аналіз теплового балансу затверділих кірок металу проведено для нерухомих валків-кристалізаторів (подібно до умов проведення експериментів при фізичному моделюванні). У рухомому кристалізаторі, поряд з природною конвекцією, необхідно враховувати примусову конвекцію розплаву металу, обумовлену обертанням валків і потоками розплаву, що витікає з розливної склянки. При цьому вирішальну роль у загальному балансі гідродинамічної картини в рідкій ванні між валками відіграє примусова складова конвекції, тому що вона істотно впливає на параметри затверділих кірок металу (рис. 3.14).



Рис. 3.14 – Товщина затверділої кірки камфена на поверхнях валків-кристалізаторів при асиметричній гідродинамічній картині в рідкій ванні

З цього рисунка наочно бачимо, що асиметричність потоків розплаву щодо поверхонь валків-кристалізаторів призводить до тверднення на них кірок різної товщини. Це пов'язано, як впливає з проведеного вище аналізу теплового балансу кірок, з кількістю тепла, що відводиться поверхнями валків (формули 3.40 і 3.42). Крім цього, від розподілу потоків розплаву між поверхнями валків залежить також агресивна сила підмивання (гальмування) кірок металу, що

твердне (формула 3.11). Сумарним результатом впливу цих двох явищ на тверднення кірок камфена на поверхнях валків і є картина, що спостерігається (рис. 3.14).

Однакова товщина кірок на поверхнях валків при вході в зону прокатки є головною умовою отримання якісної листової заготовки (рис. 3.13). Зумовлено це тим, що при однаковій товщині кірок у зоні прокатки забезпечується ідентичність їх деформацій, внаслідок чого відбувається рівномірний розподіл деформаційних та термічних напруг по перерізу заготовок. А нерівномірність напруги, як відомо, є основною причиною виникнення головного дефекту в таких заготовках – поверхневих тріщин.

В даний час широке поширення в металургійній практиці знайшли, в основному, дві схеми валкової розливки металів: без деформації (інакше рідка прокатка) і з деформацією (інакше беззливкова прокатка) одержуваної заготовки [20]. Найбільш популярною з цих двох варіантів є схема беззливкової прокатки, коли лита заготовка за рахунок часткового обтиснення має структуру та властивості, близьку до структури та властивостей деформованого металу. Крім цього, заготовка, що отримується за такою схемою, має відносно більш високу чистоту поверхні, яка відповідає чистоті поверхні валків (тобто  $R_{z.l.}/R_{z.v.} = 1$ ) [28, 31, 33].

Фізичне моделювання на камфені дозволило візуально вивчити зміну структури листової заготовки під час її одержання за схемою беззливкової прокатки (рис. 3.15). Встановлено, що в точці зрощення зустрічних фронтів кристалізації, що намерзли на поверхнях двох валків, що обертаються, первинна структура кірок на валках складається з грубих стовпчастих кристалів (рис. 3.15, зона I). У зоні прокатки відбувається рівномірна деформація затверділих на валках кірок із частковим руйнуванням грубих первинних кристалів, а на виході з неї заготовка має дрібнозернисту структуру, близьку до деформованої структури (рис. 3.15, зона II). При цьому товщина заготовки на виході з валків

менше, ніж сумарна товщина кірок на валках приблизно на 25% (товщина заготовки після деформації визначається за формулою 1.2, РОЗДІЛ 1).



Рис. 3.15 – Одержання листової заготовки з камфену за схемою беззливкової прокатки при фізичному моделюванні: I – зона кристалізації; II – зона прокатки

В рамках даної роботи також вивчено вплив теплофізичних умов розливки модельного сплаву (температури перегріву розплаву камфена та інтенсивності тепловідведення від валків-кристалізаторів) на характер формування листової заготовки та лінійну швидкість валкової розливки.

На рис. 3.16 представлені закономірності зміни температур розплаву камфена в умовній точці переходу зони кристалізації в зону прокатки в залежності від швидкості розливки для різних режимів його перегріву при максимальній інтенсивності охолодження валків-кристалізаторів ( $t_{охол.} = 5^{\circ} \text{C}$ ). Точка переходу зони кристалізації в зону прокатки у цих експериментах – це рівновіддалена від валків точка на глибині 90 мм від поверхні меніска розплаву (див. рис. 3.15).

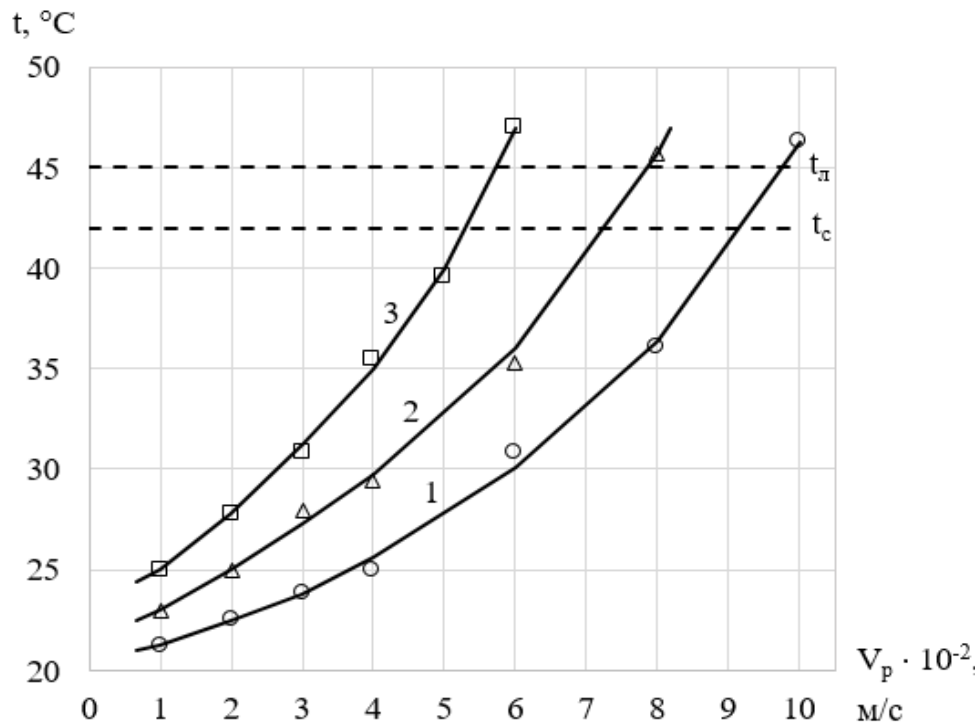


Рис. 3.16 – Зміна температури розплаву камфену в точці переходу зони кристалізації в зону прокатки при максимальній інтенсивності охолодження валків-кристалізаторів ( $t_{охол.} = 5^\circ\text{C}$ ): 1 – при температурі перегріву розплаву  $\Delta t_{пер.} = 2^\circ\text{C}$ ; 2 –  $\Delta t_{пер.} = 4^\circ\text{C}$ ; 3 –  $\Delta t_{пер.} = 6^\circ\text{C}$

З металургійної практики відомо, що стабільність процесу валкової розливки металів забезпечується при відповідності температури поверхні заготовки ( $t_{нов.}$ ) на виході з валків-кристалізаторів наступної умові  $t_{нов.} \leq t_{сол.}$  ( $t_{сол.}$  – температура солідусу металевого сплаву, що розливається) [30, 33, 35]. Це пов'язано з тим, що при більш високих температурах метал у заготовці знаходиться в твердо-рідкому стані і через його низькі міцнісні властивості легко руйнується.

Якщо виходити з дотримання цієї умови ( $t_{нов.} \leq t_{сол.}$ ), то з рис. 3.16 слідує, що температура перегріву розплаву камфена істотно лімітує лінійну швидкість обертання валків. Дійсно, якщо за температури перегріву розплаву  $\Delta t_{пер.} = 2^\circ\text{C}$  та інтенсивності тепловідведення від валків ( $t_{охол.} = 5^\circ\text{C}$ ) оптимальна швидкість



розливки дорівнює  $9 \cdot 10^{-2}$  м/с, то при  $\Delta t_{пер.} = 6^\circ\text{C}$  вона дорівнює  $5,3 \cdot 10^{-2}$  м/с. Аналогічний характер залежності швидкості розливки розплаву камфену отримані і за більш помірних інтенсивностей тепловідведення від валків-кристалізаторів. ( $t_{охол.} = 20$  і  $35^\circ\text{C}$ ). Наприклад, при інтенсивності тепловідведення від валків  $t_{охол.} = 20^\circ\text{C}$  оптимальна швидкість розливки дорівнює  $4,3 \cdot 10^{-2}$  м/с, а при  $t_{охол.} = 35^\circ\text{C}$  –  $1,3 \cdot 10^{-2}$  м/с (рис. 3.16).

З цих результатів (рис. 3.15 та 3.16) випливає, що при надмірному перегріві розплаву металу та зниженні інтенсивності тепловідведення від валків-кристалізаторів різко знижується швидкість його розливки. Це пов'язано зі зміною температурного градієнта перед поверхнями тепловідведення валків-кристалізаторів. Аналіз цих даних показує, що, незалежно від перегріву розплаву, при великій інтенсивності тепловідведення ( $t_{охол.} = 5^\circ\text{C}$ , тобто коли критерій  $Bi \gg 1$ ) спостерігаються максимальні градієнти температури від поверхонь тепловідведення валків до центру рідкої ванни. Це зумовлює одночасний перебіг окремих стадій процесу формування заготовки: миттєве зняття теплоти перегріву розплаву, утворення кірок на поверхнях валків та їх охолодження до температури стінок валків. В умовах помірної інтенсивності тепловідведення ( $t_{охол.} = 20$  і  $35^\circ\text{C}$ , тобто коли  $Bi < 1$ ), ймовірно, відбувається послідовний перебіг перерахованих вище фаз процесу формування заготовок, а для цього потрібно більш тривалий процес теплообміну між поверхнею валка і розплавом, що передбачає зниження швидкості розливки. (рис. 3.17).

Відомо, що збільшення градієнта температур перед межею тверднення призводить до підвищення швидкості кристалізації. [6]:

$$R = \frac{\lambda}{q_{кр.} \cdot \rho} \cdot G, \quad (3.43)$$

де  $\lambda$ ,  $\rho$  – теплопровідність і густина розплаву;  $q_{кр.}$  – теплота кристалізації;  $G$  – градієнт температури біля кордону тверднення.

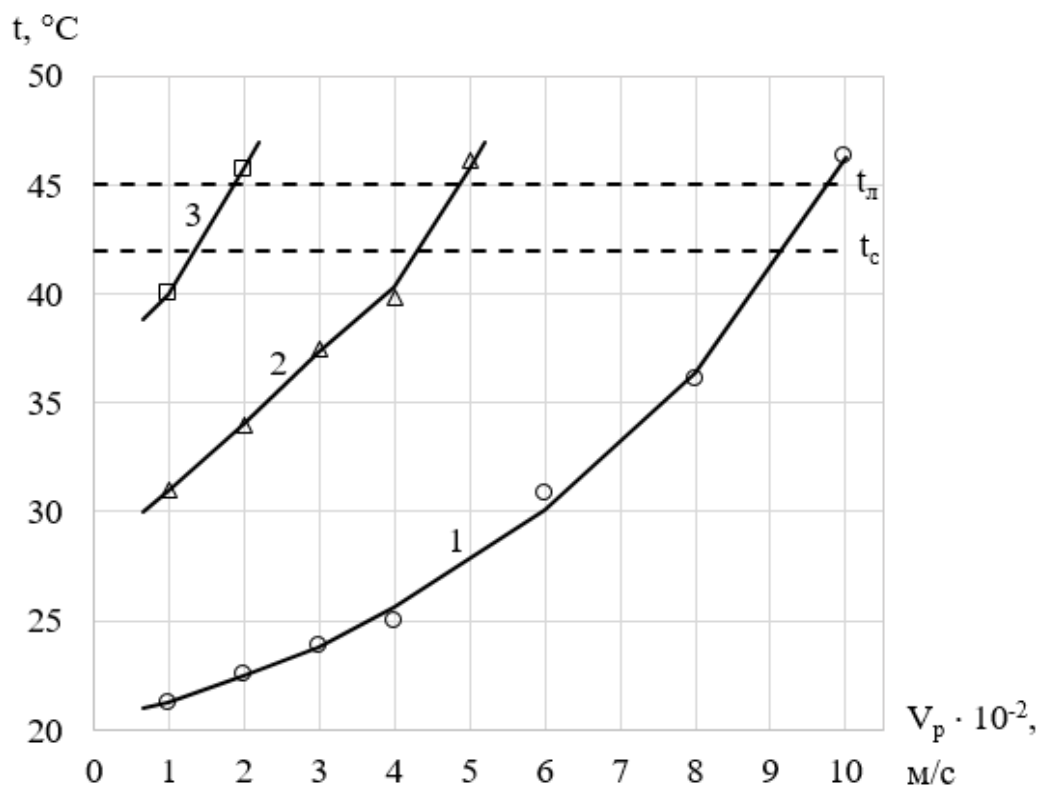


Рис. 3.17 – Зміна температури розплаву камфену в точці переходу зони кристалізації в зону прокатки при температурі його перегріву  $\Delta t_{пер.} = 2^\circ\text{C}$  для різних інтенсивностей тепловідведення від валка-кристалізатора:  $t_{охол.} = 5^\circ\text{C}$ ; 2 –  $t_{охол.} = 20^\circ\text{C}$ ; 3 –  $t_{охол.} = 35^\circ\text{C}$

Гradient температури по перерізу розплаву металу, що твердне, відіграє важливу роль і в залежності від його співвідношення до швидкості кристалізації ( $G/R$ ) в литих заготовках формується різна структура. При середніх значеннях цього співвідношення ( $G/R < 5,5 \cdot 10^7$ ) формується дисперсна структура, а при нижчих його значеннях ( $G/R < 9 \cdot 10^3$ ) – груба рівновісна структура [145].

Вплив температури перегріву розплаву та інтенсивності його охолодження проявляється у підвищенні чи зниженні gradienta температур (відповідно, лінійної швидкості кристалізації), а й у зміні швидкості утворення зародків та їх морфології. Наочним підтвердженням цього є дисперсність кристалічних структур модельного сплаву, які отримані за різних gradientів температур (рис.

3.18) [146]. Видно, що найсприятливіша дисперсність кристалічної структури модельного сплаву спостерігається за максимального градієнта температури за перерізом розплаву (рис. 3.18, а). При зниженні значення градієнта температури відбувається кратне збільшення розміру зерен (ср. рис. 3.18, а, б и в).

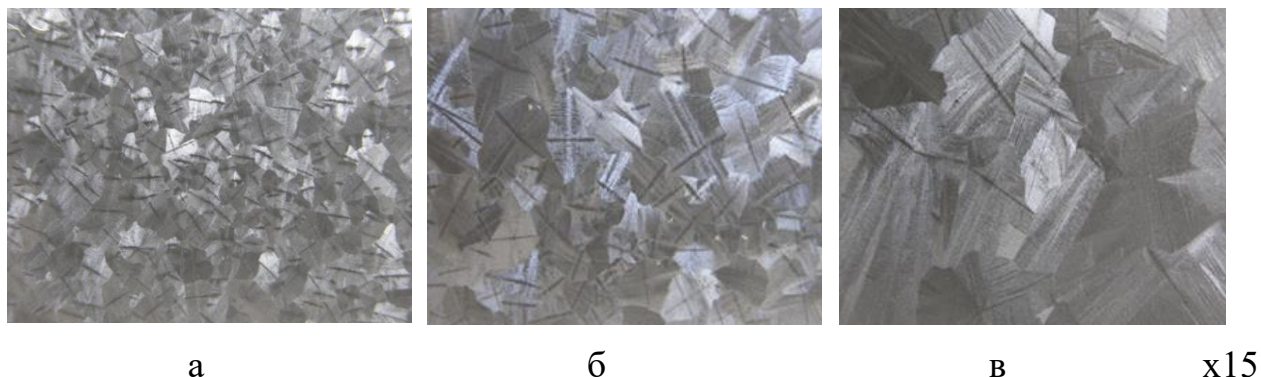


Рис. 3.18 – Макроструктури заготовок камфену в залежності від швидкості охолодження розплаву, що твердне: а, б, в – перегрів  $\Delta t_{пер.} = 2^{\circ}\text{C}$ ; а – інтенсивність охолодження  $t_{охол.} = 5^{\circ}\text{C}$ ; б –  $t_{охол.} = 20^{\circ}\text{C}$ ; в –  $t_{охол.} = 35^{\circ}\text{C}$

У зв'язку з викладеним, незалежно від типу сплаву, під час беззливкової прокатки, розливку металів здійснюють із мінімально можливою температурою перегріву розплаву ( $\Delta t_{пер.}$ ) і максимальною інтенсивністю охолодження валків-кристалізаторів. У таких умовах прискорена кристалізація розплаву забезпечує рівномірний розподіл легуючих елементів у твердому розчині, формування дрібнокристалічної структури та підвищений рівень механічних властивостей. [32, 34, 36].

Наочним підтвердженням необхідності дотримання умови ( $t_{нов.} \leq t_{сол.}$ ) під час валкової розливки металів є результати, отримані фізичним моделюванням (рис. 3.19). З рис. 3.16 випливає, що для перегріву розплаву  $\Delta t_{пер.} = 2^{\circ}\text{C}$  та інтенсивності тепловідведення  $t_{охол.} = 5^{\circ}\text{C}$  оптимальна швидкість розливки дорівнює  $9 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$ . Дійсно, з рис. 3.19 (б) ми бачимо, що за цієї швидкості розливки камфену на поверхнях валків-кристалізаторів тверднуть кірки однакової товщини і в точці мінімального зазору між валками вони зростаються.

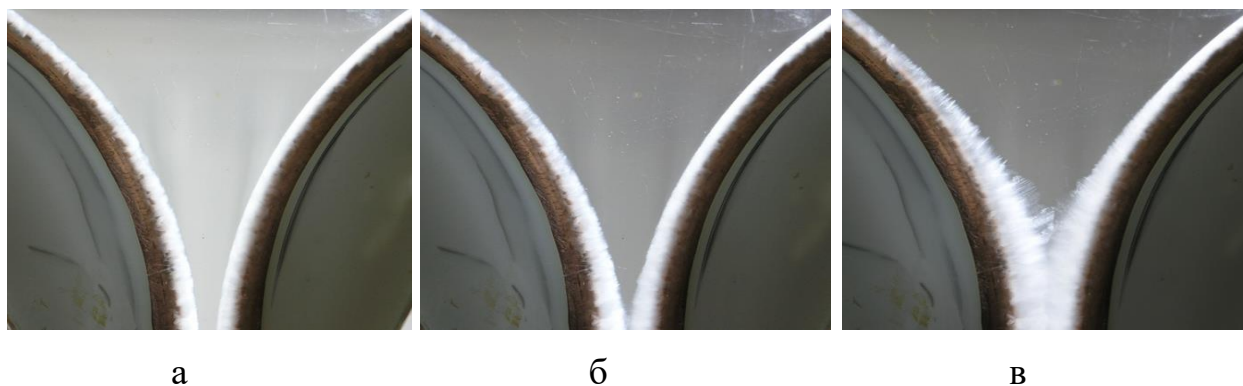


Рис. 3.19 – Вплив швидкості розливки камфену ( $V$ ) на товщину кірки на поверхнях валків у разі перегріву розплаву  $\Delta t_{\text{пер.}} = 2^\circ\text{C}$ : а –  $V_p = 10 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$ ; б –  $V_p = 9 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$ ; в –  $V_p = 8 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$

Зате при швидкості  $V_p = 10 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$  зустрічні фронти кристалізації не стикаються між собою і в заготовці зберігається рідка серцевина, яка є небажаною для забезпечення стабільності процесу валкової розливки (3.19, а). А при швидкості  $V_p = 8 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}$ , навпаки, маємо надлишок твердої фази, що є основною причиною формування заготовок різної товщини і викривлення бандажів валків (3.19, в).

Таким чином, використані методи досліджень дали змогу вивчити складні процеси тепло-, масообміну і кристалізації алюмінієвих сплавів під час їхньої беззливкової прокатки в лабораторних умовах. Отримані результати відкривають перспективу розроблення нової ресурсо- та енергоефективної технології для отримання листової металопродукції прямо з рідкого стану.

### Висновки до розділу

3.1. У результаті математичного моделювання тепло та масообмінних процесів в розплавах досліджуваних алюмінієвих сплавів під час їх валкової розливки були отримані рівняння регресії виду  $V = f(\delta, \beta, R, \Delta t)$ , за допомогою яких можна розрахувати головний технологічний параметр валкової розливки –

швидкість. Таким чином для всіх досліджуваних сплавів було визначено значення швидкостей їх валкової розливки, які показали хорошу кореляцію з реальними їх значеннями ( $> 95\%$ ) на лабораторній установці и забезпечили отримання листових заготовок заданої товщини.

3.2. Проведено теоретичний аналіз теплового балансу валкового кристалізатора, на основі якого визначено стадію, що лімітує теплопередачу від рідкого металу до охолоджуючого теплоносія. Встановлено закономірності теплообміну між рідким металом і кристалізатором залежно від технологічних параметрів його валкового розливання (лінійної швидкості розливки, температури перегріву розплаву, інтенсивності тепловідведення тощо). На основі отриманих закономірностей теплообмінних процесів у кристалізаторі визначено граничні значення лінійних швидкостей, що забезпечують стійкий процес валкової розливки досліджуваних сплавів.

3.3. Проведено експериментальний аналіз ефективності різних прийомів, за допомогою яких можна посилити теплопередачу від валка-кристалізатора до охолоджувальної води (збільшення швидкості руху води та площі теплообміну, нанесення шорсткості на поверхню теплообміну). Встановлено, що найбільш ефективним прийомом підвищення теплової роботи кристалізатора є нанесена шорсткість (виступи) на внутрішній поверхні бандажа валка, в результаті якого інтенсивність тепловідведення від валка-кристалізатора підвищується до  $45\%$  порівняно з гладкою їх поверхнею за інших рівних умов.

3.4. Розроблено механізм підвищення інтенсивності тепловідведення в кристалізаторі, який полягає у зміні характеру руху пристінкового ламінарного підшару потоку за рахунок нанесення шорсткості (виступів) на поверхнях теплообміну. Під час набігання ламінарного підшару теплоносія на виступ за ним утворюється вихор, який руйнує его структуру, турбулізуючи його, що призводить до зміни режиму тепловідводу теплопровідністю на тепловідведення конвекцією. При цьому оптимальне співвідношення відстані між виступами до їх

висоті, за якого досягається максимальна тепловіддача, має відповідати умові  $s/h \approx 13$ .

3.5. Методом фізичного моделювання на органічному сплаві (камфені) визначено вирішальну роль тепло- і масообмінних процесів у валковому кристалізаторі на формування структури литих заготовок. Наочно показано, що товщина заготовок при виході з валків на 15-25% менше сумарної товщини кірок на валках. При цьому за рахунок деформації відбувається трансформація грубої первинної структури кірок на валках у дрібнозернисту структуру заготовки на виході із зони прокатки.

## РОЗДІЛ 4

### ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИТИХ ЗАГОТОВОК З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИ ЇХ ВАЛКОВІЙ РОЗЛИВЦІ-ПРОКАТЦІ

#### 4.1. Спектральний та диференційно-термічний аналізи досліджуваних алюмінієвих сплавів.

На початку досліджень для оцінки відповідності якості досліджуваних алюмінієвих сплавів стандартним характеристикам на натурних зразках експериментально визначали їхні хімічні склади і температури фазових перетворень. Визначення хімічних складів досліджуваних сплавів проведено на лабораторному спектрометрі AA320N (табл. 2.1). Встановлено, що фактичний вміст хімічних елементів для всіх дослідних сплавів вписується в стандартні межі.

Визначення температурних параметрів фазових перетворень у досліджуваних сплавах проводили на приладі Derivatograph Q-1500-D. Результати випробувань отримували у вигляді кривих диференційно-термічного аналізу (ДТА), які виводилися на монітор ноутбука (рис. 4.1 - 4.3). Криві ДТА знімали для зразків масою 140 мг за однакової швидкості нагріву та охолодження ( $5^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$ ) у діапазоні температур  $27\div 727^{\circ}\text{C}$  на повітрі. Як еталон використано прожарений оксид алюмінію ( $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ). Середні значення параметрів плавлення і кристалізації визначали графічно.

Під час побудови залежностей частки рідини від температури (ЧРТ) площі піків визначали числовою інтеграцією часової залежності  $\Delta t = f(\tau)$  при лінійній екстраполяції базисної лінії піку. Межі інтегрування уточнювали диференціюванням сигналу ДТА щодо зміни знака похідної в залежності  $d(\Delta t)/d\tau = f(\tau)$ .

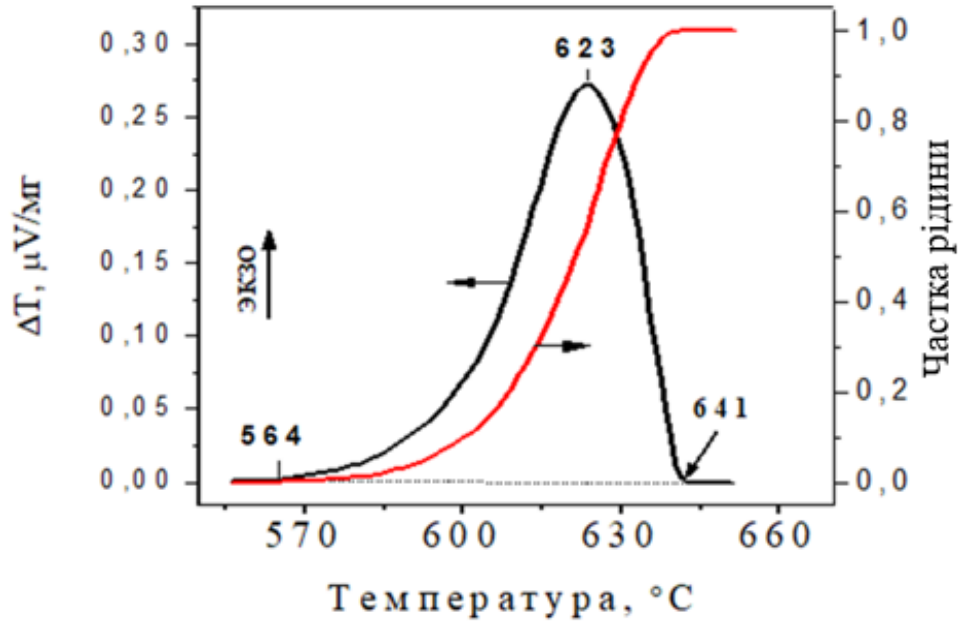


Рис. 4.1 – Криві ДТА (чорний колір) і ЧРТ (червоний колір) сплаву АД35

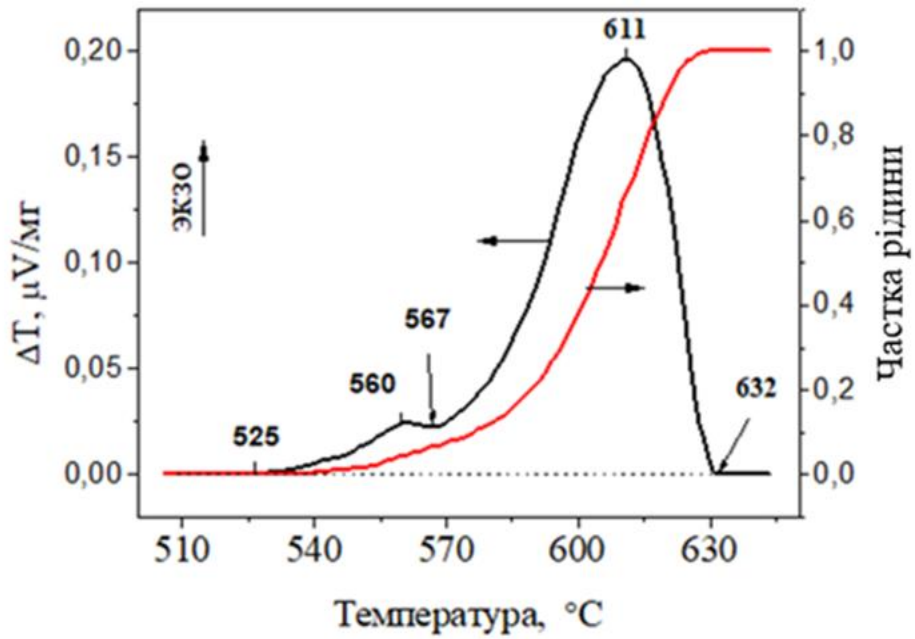


Рис. 4.2 – Криві ДТА (чорний колір) і ЧРТ (червоний колір) сплаву АМг5



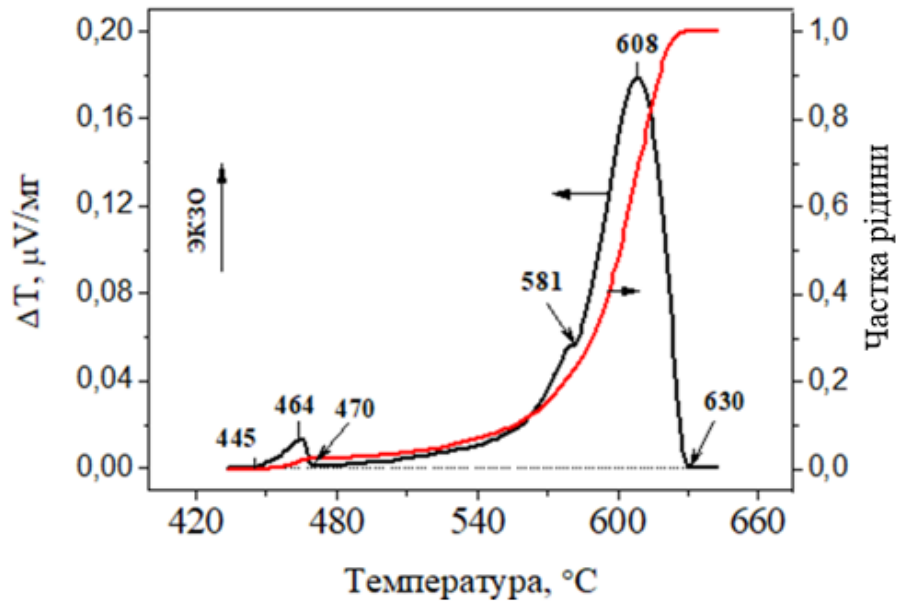


Рис. 4.3 – Криві ДТА (чорний колір) і ЧРТ (червоний колір) сплаву В95

Результати аналізу дали змогу визначити температури "солідус"  $t_{сол.}$  і "ліквідус"  $t_{лік.}$  для досліджуваних сплавів, значення яких зведено в табл. 4.1. Отримані значення температур (у знаменнику) добре кореспондуються з літературними даними [50].

Таблиця 4.1

Температури фазових перетворень досліджуваних алюмінієвих сплавів

Сплав по ГОСТ (EN)	Температура, °C		
	Ліквідус	Солідус	Інтервал кристалізації
В95 (7075)	635/630	477/468	158/162
АМг5 (5056)	640/632	585/567	55/65
АД35 (6082)	652/641	582/564	70/77

Таким чином, результати проведених випробувань показали відповідність хімічних складів і температур фазових перетворень для досліджуваних

алюмінієвих сплавів (В95, АМг5 і АД35) стандартним показниками цих характеристик.

#### **4.2. Встановлення впливу швидкості охолодження на структуру алюмінієвих сплавів.**

З метою встановлення впливу швидкості охолодження на формування структури литих зразків із досліджуваних сплавів проводили дослідження за розробленою методикою (пункт 2.7, РОЗДІЛ 2). Різну швидкість охолодження забезпечували заливанням випробовуваних сплавів у форми з різних матеріалів, у яких коефіцієнти теплопровідності на порядки відрізняються один від одного. Так, в інтервалі температур проведення випробувань ( $660 \pm 20^\circ\text{C}$ ) коефіцієнти теплопровідності матеріалів форм ( $\lambda$ ) мають такі значення: №1 кварц – 0,8 Вт/м·К; №2 фторфлогопіт – 8 Вт/м·К; №3 графіт – 80 Вт/м·К и №4 мідь – 377 Вт/м·К. Такий широкий розкид у теплопровідностях матеріалів форм забезпечує істотну різницю в швидкостях охолодження під час тверднення випробовуваних сплавів.

Під час тверднення зразків сигнали від хромель-алюмелевих термопар за допомогою цифрового перетворювача WAD AIK BUS фіксувалися на моніторі комп'ютера у вигляді кривих охолодження. Обробка цих кривих дала змогу розрахувати швидкості охолодження сплавів, що тверднуть, в інтервалах від температур їхнього перегріву до відповідних температур "ліквідусу" (табл. 4.2).

З наведених даних видно, що в формах із кварцу, фторфлогопіту і графіту вдалося охопити лише відносно невеликий діапазон швидкостей охолодження розплавів, що тверднуть ( $2,5 \div 154^\circ\text{C/s}$ ). Швидкість охолодження в мідній водоохолоджуваній формі визначити не вдалося, оскільки внаслідок невеликих розмірів зразків ( $\varnothing 5 \text{ мм}$ ,  $h = 30 \text{ мм}$ ) вони тверднуть миттєво. Згідно з літературними даними швидкість охолодження металу, що твердне, під час валкової розливки залежить від температури розплаву, що розливається, і

перебуває в межах  $1000 \div 1700$  °C/с [34, 49]. З огляду на відносно низькі температури фазових перетворень алюмінієвих сплавів, у цих експериментах швидкість охолодження дослідних зразків у мідній водоохолоджуваній формі приймали рівною 1000 °C/с.

Таблиця 4.2

## Розрахункові швидкості охолодження дослідних зразків

Сплав	Матеріал форми							
	Мідь (водоохолоджувана)		Графіт		Фторфлогопіт		Кварц	
	$t_l, ^\circ\text{C}$	$V_{охол.}, ^\circ\text{C/с}$	$t_l, ^\circ\text{C}$	$V_{охол.}, ^\circ\text{C/с}$	$t_l, ^\circ\text{C}$	$V_{охол.}, ^\circ\text{C/с}$	$t_l, ^\circ\text{C}$	$V_{охол.}, ^\circ\text{C/с}$
АД35	655	1000	657	152	653	6,8	656	2,5
АМг5	643	1000	646	118	640	7,5	643	3,2
В95	645	1000	647	154	644	8,8	645	5,9

Примітка:  $t_l$  – температура заливки розплаву в форму;  $V_{ох.}$  – розрахункова швидкість охолодження розплаву, що твердне.

У результаті металографічних досліджень встановлено, що, незалежно від типу сплаву, їхня структура здебільшого складається з первинних кристалів  $\alpha$ -фази різної дисперсності (табл. 4.3, рис. 4.4, 4.5) [147, 148].

З огляду на те, що основою структур усіх сплавів (АД35, АМг5 і В95) є первинні кристали (тобто  $\alpha$ -фаза), важливою характеристикою є дисперсність цієї фази. Це пов'язано з тим, що від дисперсності цієї фази, у тому числі, залежить рівень механічних властивостей цих сплавів. Для оцінки дисперсності мікроструктури використано метод двовимірної моделі, коли на шліфі обирають групу зерен і за допомогою планіметрії вимірюють їхні розміри та площу площини, яку вони займають, у результаті отримують середню кількість зерен на одиницю площі шліфа. Для більшої точності цю операцію проводять для різних

груп зерен на різних площах шліфа. Таким чином, встановлено характер залежності дисперсності первинної структури для всіх досліджених сплавів від швидкості їх охолодження під час затвердіння (рис. 4.8) [149].

Таблиця 4.3

Розмір зерна і твердість  $\alpha$ -фази в литому вигляді для досліджуваних сплавів

Сплав	Номер форми та швидкість охолодження	Розмір зерна $\alpha$ -фази Z, мкм	Твердість, НВ
АД35	№1, $V_{ox} = 2,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$	70-200	44,9
	№2, $V_{ox} = 6,8^{\circ}\text{C}/\text{c}$	20-150	47,5
	№3, $V_{ox} = 152^{\circ}\text{C}/\text{c}$	15-70	48,6
	№4, $V_{ox} = 1000^{\circ}\text{C}/\text{c}$	10-40	55,7
АМг5	№1, $V_{ox} = 3,2^{\circ}\text{C}/\text{c}$	70-200	41,9
	№2, $V_{ox} = 7,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$	20-100	51,9
	№3, $V_{ox} = 118^{\circ}\text{C}/\text{c}$	20-70	59,5
	№4, $V_{ox} = 1000^{\circ}\text{C}/\text{c}$	15-70	68,4
В95	№1, $V_{ox} = 5,9^{\circ}\text{C}/\text{c}$	60-120	80,4
	№2, $V_{ox} = 8,8^{\circ}\text{C}/\text{c}$	15-80	83,0
	№3, $V_{ox} = 154^{\circ}\text{C}/\text{c}$	20-60	95,2
	№4, $V_{ox} = 1000^{\circ}\text{C}/\text{c}$	15-70	102,5

При цьому встановлено, що розмір зерен  $\alpha$ -фази для даних сплавів у міру зростання швидкості охолодження зменшується з 120-200 мкм до 15-60 мкм (табл. 4.3). Крім первинних кристалів  $\alpha$ -фази в структурах зразків присутні дисперсні інтерметалідні та евтектичні фази, які розташовані між гілками первинних кристалів (рис. 4.4, 4.5). Необхідно зазначити, що зразки мають

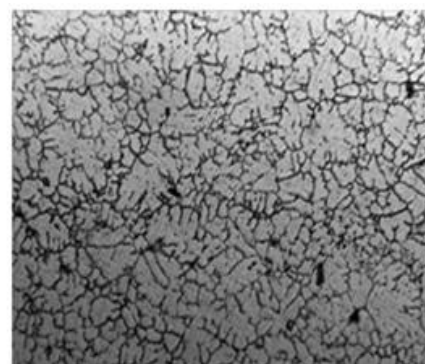
однорідну структуру з рівномірним розподілом фазових складових за їхніми перерізами.



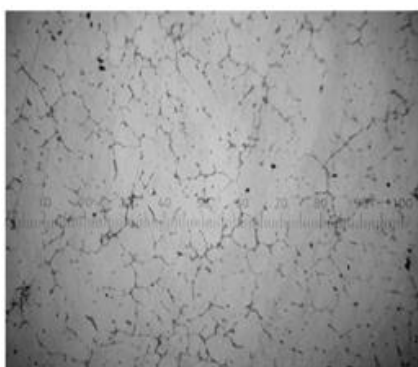
АД35;  $V_{\text{охол.}} = 152 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$



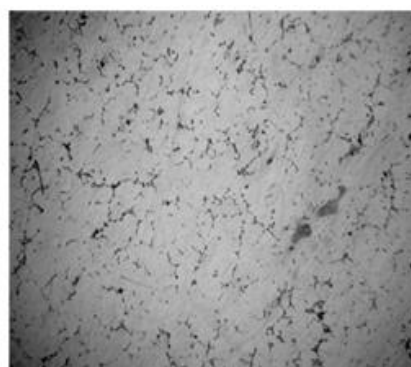
АМГ5;  $V_{\text{охол.}} = 118 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$



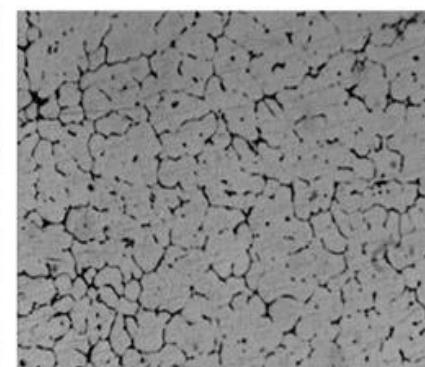
В95;  $V_{\text{охол.}} = 154 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$



АД35;  $V_{\text{охол.}} = 6,8 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$



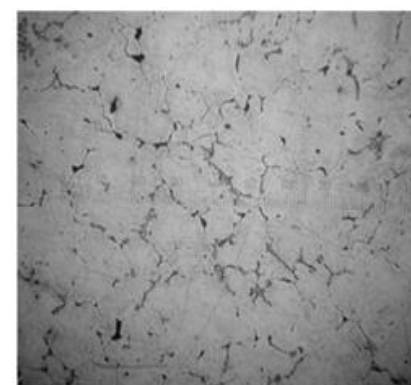
АМГ5;  $V_{\text{охол.}} = 7,5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$



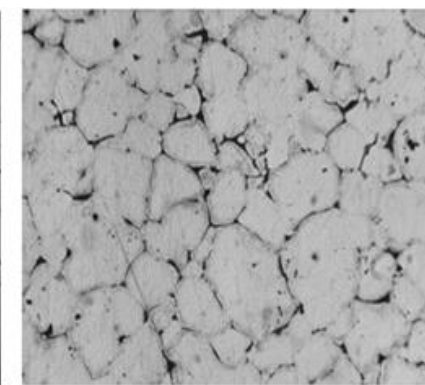
В95;  $V_{\text{охол.}} = 8,8 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$



АД35;  $V_{\text{охол.}} = 2,5 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$



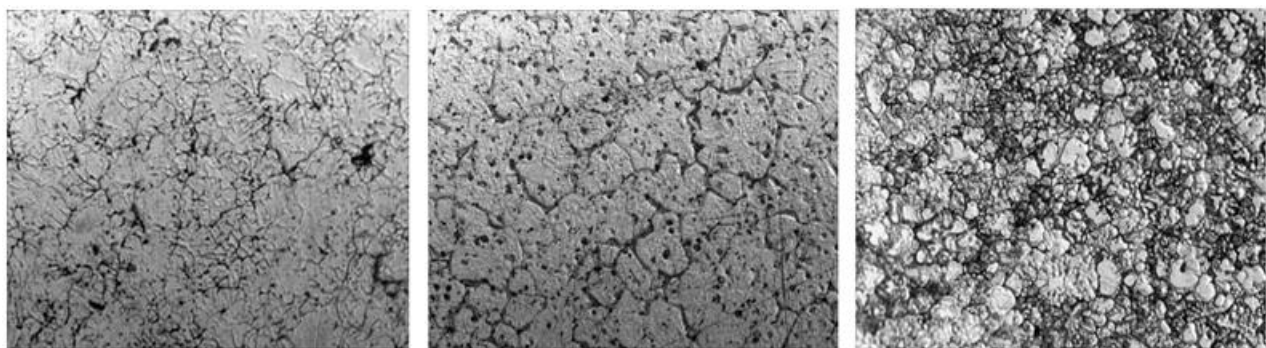
АМГ5;  $V_{\text{охол.}} = 3,2 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$



В95;  $V_{\text{охол.}} = 5,9 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$

x 200

Рис. 4.4 – Мікроструктури зразків зі сплавів АД35, АМГ5 і В95 залежно від швидкості їх охолодження



АД35

АМг5

В95

х 400

Рис. 4.5 – Мікроструктури зразків із досліджуваних сплавів за швидкості охолодження  $V_{\text{охол.}} = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$  (у мідній водоохолоджуваній формі)

Характер залежності часу тверднення від швидкості охолодження є ідентичним для всіх досліджуваних сплавів і має вигляд степеневої функції (рис. 4.6). Тверднення дослідних зразків із досліджуваних сплавів (АД35, АМг5 та В95) у графітовій формі відбувається протягом  $(2,6 \div 6,8)$  с., у фторфлогопітовій формі - в інтервалі  $(22 \div 42)$  с., у кварцовій формі - у діапазоні  $(170 \div 360)$  с., у мідній водоохолоджувальній формі твердне миттєво, тому визначити час не вдається.

Екстраполяція цих результатів у бік більш високих швидкостей охолодження показує, що за їхніх значень, характерних для валкової розливки металів, час тверднення для всіх досліджених сплавів становитиме частки секунди, що є прийнятним для забезпечення стабільності технологічного процесу. (рис. 4.7).

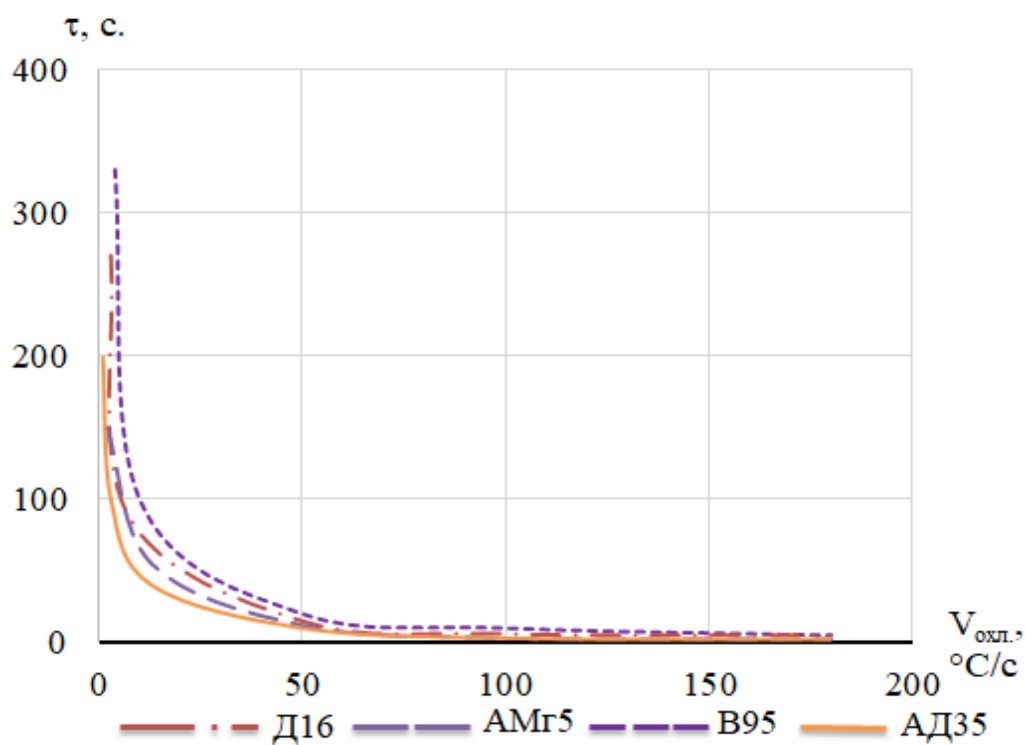


Рис. 4.6 – Залежність часу затвердіння дослідних зразків із досліджуваних сплавів від швидкості їх охолодження

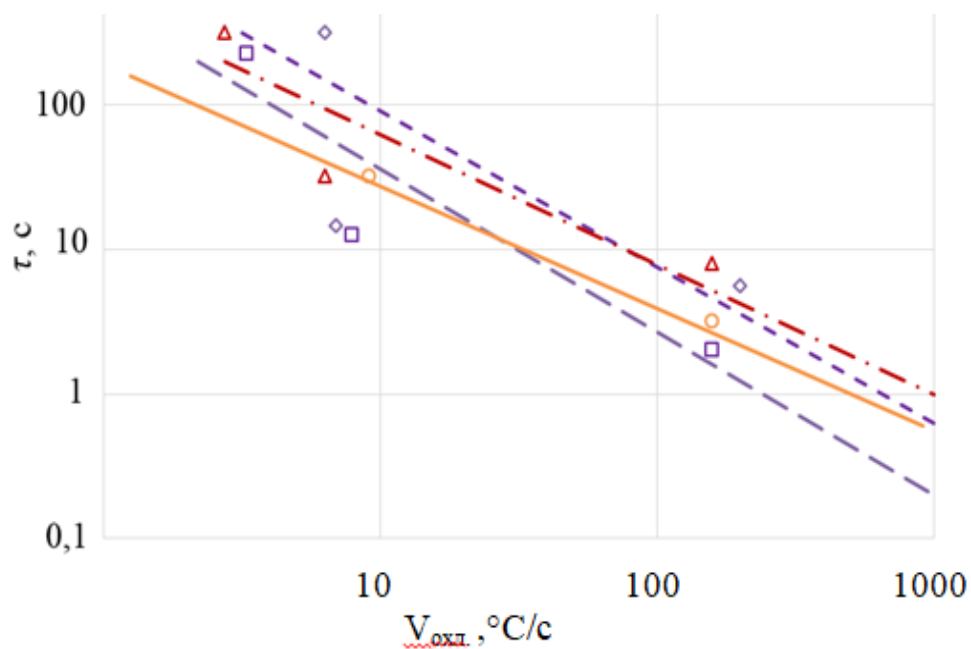


Рис. 4.7 – Екстраполяція даних часу затвердіння дослідних зразків у діапазоні швидкостей охолодження  $\geq 600^{\circ}\text{C/s}$ :  $\circ$  – АД35;  $\square$  – В95;  $\diamond$  – АМг5

Таким чином, використана методика досліджень дозволила встановити характер залежності дисперсності первинної структури для всіх алюмінієвих сплавів від швидкості їх охолодження. Показано, що основою структур для всіх досліджених сплавів є  $\alpha$ -фаза, від якої, у тому числі, залежать їхні механічні характеристики. Тому під час розроблення режимів валкової розливки для цих сплавів доцільно спиратися на особливості тверднення саме цієї структурної складової ( $\alpha$ -фази). Встановлені кількісні залежності характеристик первинних структур досліджених алюмінієвих сплавів від швидкостей охолодження послужили вихідними даними для визначення швидкостей їх валкової розливки методами математичного моделювання.

#### **4.3. Трансформація структур литих заготовок з досліджуваних алюмінієвих сплавів уздовж технологічного ланцюжка «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка».**

Розливка досліджуваних алюмінієвих сплавів здійснювали за розробленою методикою на лабораторній установці з діаметром валків-кристалізаторів 420 мм і регульованим кутом нахилу площини розливки до горизонту до 45 градусів (пункт 2.8, РОЗДІЛ 2). Для всіх досліджуваних сплавів як вихідні дані були використані швидкості валкової розливки, визначені математичним і фізичним моделюванням (РОЗДІЛ 3). Під час експериментів було проведено порівняльну оцінку відповідності реальних і розрахункових швидкостей розливки цих сплавів, за яких отримують якісні листові заготовки завтовшки до 4 мм і завширшки до 350 мм (рис. 4.8). Наприклад, оптимальна розрахункова швидкість лиття заготовки товщиною 4 мм зі сплаву АД35, визначена математичним моделюванням, дорівнює 0,535 м/с, а швидкість, отримана на лабораторній установці, - 0,514 м/с, тобто відхилення від розрахункової швидкості становить ~ 4%. Близькі відхилення швидкостей отримано і для інших сплавів: сплаву АМг5 - 6%; сплаву В95 - 4%. Гарний збіг значень розрахункових і реальних швидкостей



розливки для всіх сплавів на рівні 94÷96% свідчить про адекватний опис реального процесу запропонованими математичними моделями. У підсумку проведених експериментів встановлено, що основними технологічними параметрами, що забезпечують стабільність процесу отримання листових заготовок з досліджуваних алюмінієвих сплавів, є температура перегріву, швидкість розливки, інтенсивність охолодження валків і рівень розплаву в міжвалковому просторі.



Рис. 4.8 – Лиття листової заготовки на двовалковій лабораторній установці

Металознавчі дослідження литих листових заготовок підтверджують отримані вище результати, що основою структур для всіх сплавів є первинні кристали, тобто  $\alpha$ -фаза, що кристалізується за температури ліквідус. З огляду на однорідність основ структур для всіх сплавів і більш високий інтерес у даному контексті до високоміцних алюмінієвих сплавів, далі розглянемо характеристики структур отриманих литих заготовок на прикладі одного зі сплавів. З огляду на те, що сплав В95 має найширший інтервал кристалізації ( $\geq 160^\circ\text{C}$ ), надалі на зразках із цього сплаву детально розглянемо якісні та кількісні зміни в характеристиках їхніх структур, які відбуваються на всіх стадіях технологічного ланцюжка "валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка" [119, 149, 150].

Якщо говорити конкретно про сплав В95, то на стадії "валкова розливка" з нього отримували листову заготовку товщиною ( $\delta = 2,4$  мм). На стадії "гаряча прокатка" цю заготовку піддавали гарячій прокатці у стрічку при температурі ( $370^{\circ}\text{C}$ ) зі ступенем обтиску ( $\epsilon$ ): 0, 64, 72, 80 і 88 %. На стадії "термічна обробка" зразки піддавали термообробці з урахуванням даних диференційно-термічного аналізу за трьома схемами: №1 – відпал за  $t = 415^{\circ}\text{C}$ , витримка  $\tau = 2$  години, охолодження з піччю до  $150^{\circ}\text{C}$  і далі на повітрі; №2 – загартування за  $t = 495^{\circ}\text{C}$ , витримка  $\tau = 30$  хв., охолодження у воді, старіння при кімнатній температурі більше 3-х діб; №3 – загартування за  $t = 495^{\circ}\text{C}$ , витримка  $\tau = 30$  хв., охолодження у воді, старіння в печі при температурі  $120^{\circ}\text{C}$  протягом доби і далі - охолодження на повітрі [119, 149, 150].

На кожній стадії технологічного ланцюжка "валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка" досліджували мікроструктуру даного сплаву (В95). Крім цього, аналізували вплив технологічних параметрів на кількісні характеристики мікроструктур зразків, зокрема:  $E$  – об'ємну частку інтерметалідних фаз;  $D$  – розмір кристалів інтерметалідів;  $A$  – параметр форми інтерметалідів, що визначається як співвідношення більшого розміру кристала до меншого;  $R$  – розмір дендритних осередків;  $Ar$  – параметр форми дендритних осередків. За аналогічною схемою випробувано всі досліджувані сплави, відмінності полягали тільки в температурних режимах їхнього оброблення, які підбирали за даними диференційно-термічного аналізу для кожного з них.

Проведеними дослідженнями встановлено, що мікроструктура сплаву В95 у литому стані (тобто після стадії "валкова розливка") представлена дендритами  $\alpha\text{-Al}$  твердого розчину різного ступеня розгалуженості, більш-менш рівноосьовими дендритними осередками в усьому об'ємі зразка. У міждендритних просторах знаходиться евтектика  $\alpha\text{-Al}-\Theta(\text{CuAl}_2)\text{-S}(\text{Al}_2\text{CuMg})\text{-Mg}_2\text{Si}$ , яка сформувалася після первинних кристалів твердого розчину алюмінію (рис. 4.9, а) [119, 150, 151].

Пластична деформація литих заготовок на стадії «гаряча прокатка» суттєво змінює їхню мікроструктуру. У процесі гарячої прокатки з обтисненням  $\varepsilon = 64\%$  відбувається орієнтація первинних кристалів  $\alpha$ -Al у напрямку прокатки та зменшення їх розміру у площині, перпендикулярній поверхні листа (рис. 4.9, б). Підвищення ступеня обтиснення зразків до  $\varepsilon = 72\%$  спричиняє подальше подрібнення інтерметалідів, які здебільшого розташовані на границях дендритних осередків і разом із первинними кристалами  $\alpha$ -Al орієнтовані в напрямку прокатки (рис. 4.9, в). При досягненні ступеня їхньої деформації  $88\%$  в обох проекціях практично неможливо ідентифікувати дендрити  $\alpha$ -Al, а структура набуває строго рядкового характеру (рис. 4.9, г).

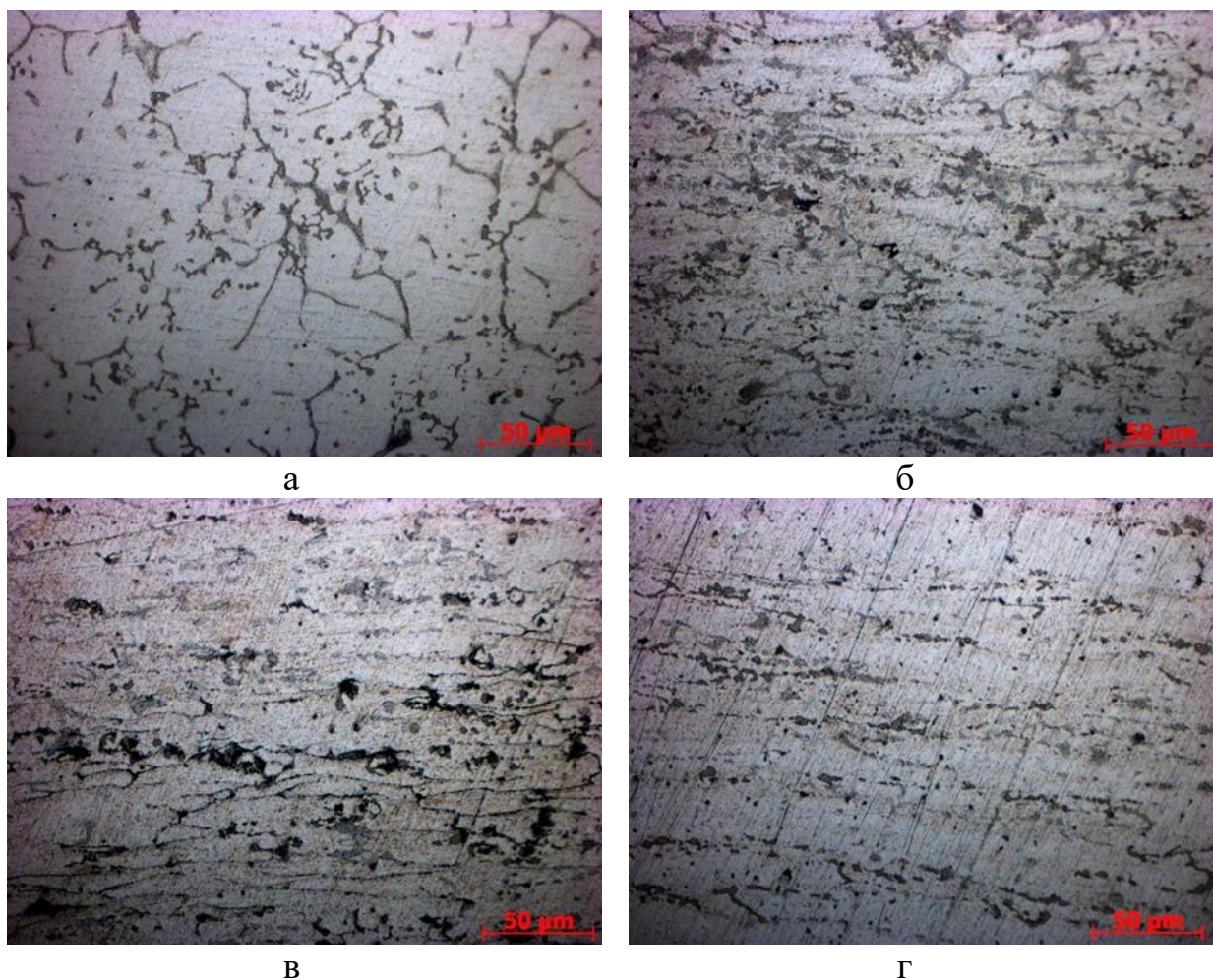


Рис. 4.9 – Мікроструктури зразків сплаву В95 на стадіях технологічного ланцюжка "валкова розливка – гаряча прокатка": а – литий стан; б – з деформацією  $\varepsilon = 64\%$ ; в –  $\varepsilon = 72\%$ ; г –  $\varepsilon = 88\%$

Пластична деформація зразків під час гарячої прокатки призводить до трансформації їхніх мікроструктур не тільки якісно (рис. 4.9), а й – до зміни їхніх кількісних характеристик (рис. 4.10) [149, 150].

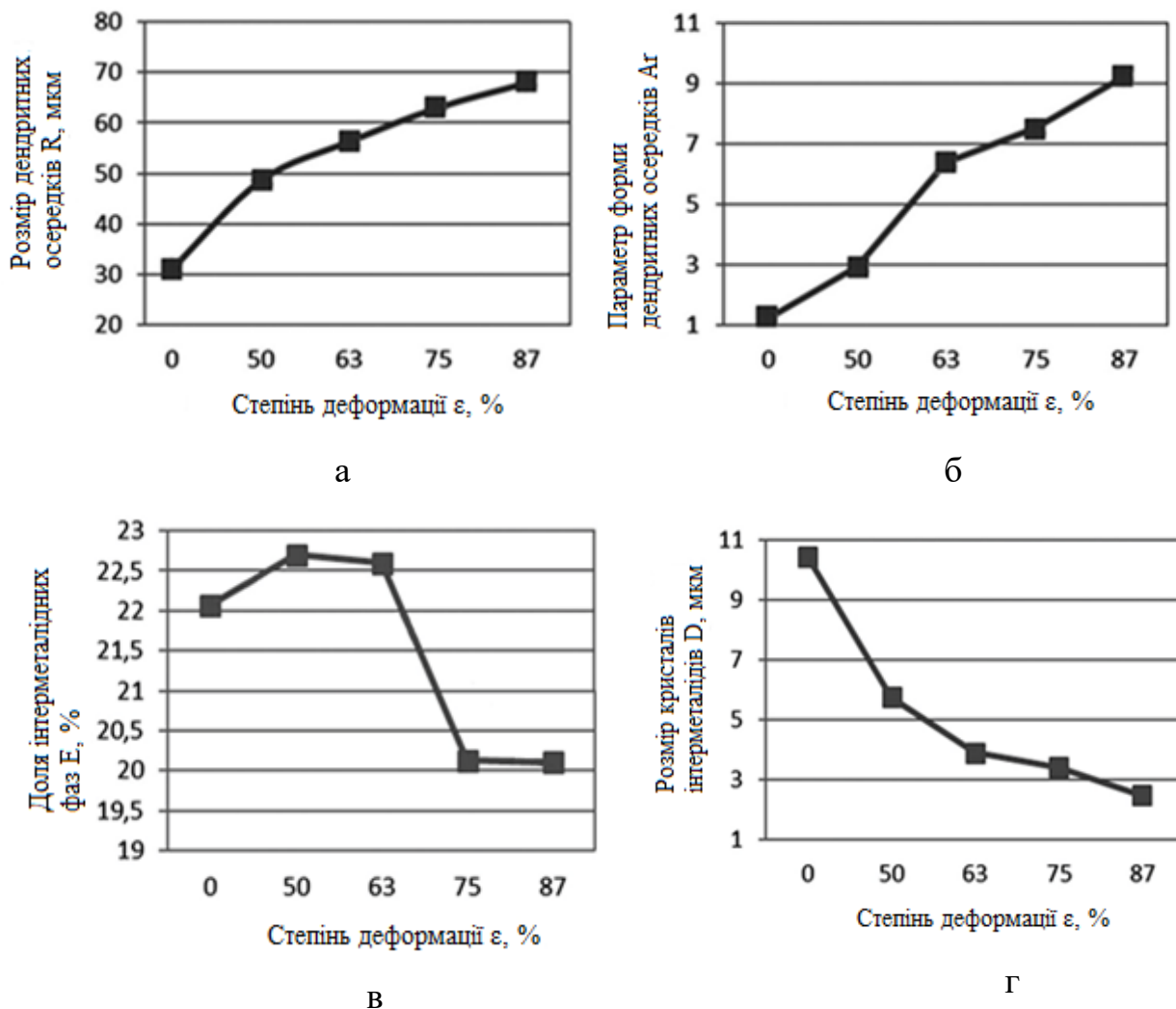


Рис. 4.10 – Кількісні характеристики структур зразків зі сплаву В95 після гарячої прокатки залежно від ступеня деформації: а – частка інтерметалідних фаз; б – розміру кристалів інтерметалідних фаз; в – розміру дендритних осередків; г – параметра форми дендритних осередків

Аналіз кількісних характеристик мікроструктур дослідних зразків зі сплаву В95 після технологічної стадії "гаряча прокатка" свідчить про те, що з посиленням ступеню деформації відбувається збільшення довжини дендритних

осередків  $\alpha$ -Al твердого розчину в площині, паралельній до напрямку прокатки, відповідно, - параметра їхньої форми (рис. 4.10, а і б). Водночас зменшується кількість інтерметалідних фаз у складі сплаву, що, імовірно, пов'язано з їхнім частковим розчиненням під час нагрівання та в процесі гарячої прокатки (рис. 4.10, в і г).

Під час термічної обробки дослідних зразків у литому вигляді теж відбуваються помітні зміни в їхніх мікроструктурах (рис. 4.11). Відпал призводить до незначного огрубіння структур зразків порівняно з литим станом, тобто дещо збільшується розмір гілок дендритів  $\alpha$ -фази і середній розмір кристалів інтерметалідних фаз. Форма росту кристалів інтерметалідів - плоскогранна (рис. 4.11, а і б) [119, 149-151].

Мікроструктури загартованих і підданих природному старінню за кімнатної температури зразків характеризуються наявністю інтерметалідів з округлими формами росту, що пояснюється процесами їхньої сфероїдизації та коагуляції (рис. 4.11, в). В структурах загартованих зразків, зістарених за температури 120°C, поряд із великою кількістю дрібнокристалічних вторинних інтерметалідів - продуктів старіння, формуються розгалужені кристали фази  $\text{Mg}_2\text{Si}$  досить великих розмірів - до 20 мкм. Ці фази розташовані як по межах дендритних осередків, що може свідчити про їхнє кристалізаційне походження, так і в площині дендритів (рис. 4.11, г). Поява інтерметалідів у площині дендритів  $\alpha$ -Al, безумовно, є наслідком впливу високотемпературного старіння, у процесі якого відбувалося не тільки виділення цієї фази з твердого розчину алюмінію, а й досить інтенсивне їхнє зростання.

Як і відпал, так і загартовування дослідних зразків зі старінням при кімнатній температурі призводить до зменшення об'ємної частки та розміру інтерметалідів (рис. 4.12, а і б). Імовірно, в обох випадках це пов'язано з частковим їх розчиненням у  $\alpha$ -Al твердому розчині. Підвищення кількості інтерметалідних фаз в структурах зразків під час загартування зі штучним



старінням, ймовірно, зумовлене виділенням дрібних інтерметалідів під час розпаду пересиченого твердого розчину  $\alpha$ -Al (рис. 4.12, а і б) [149-151].

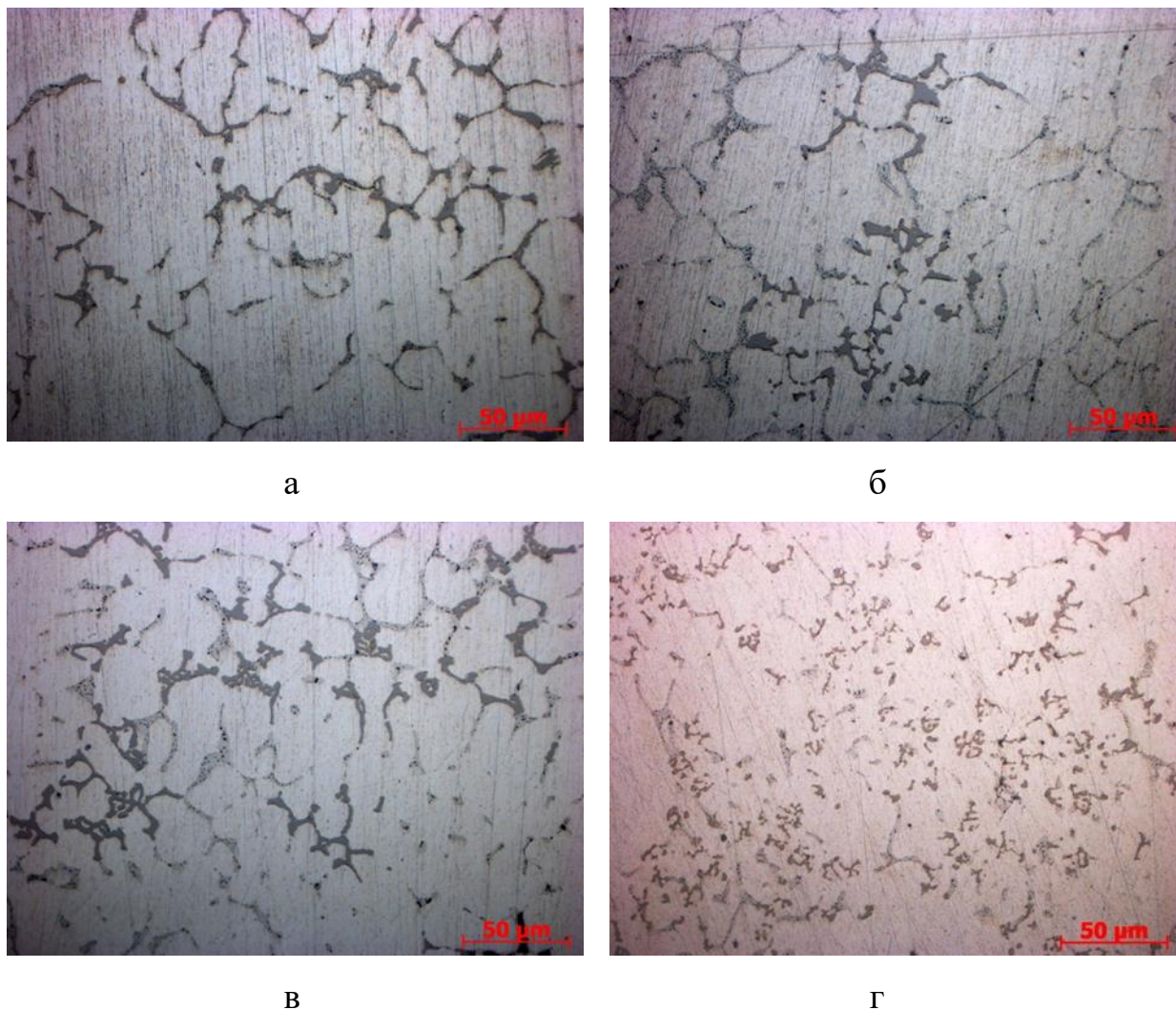
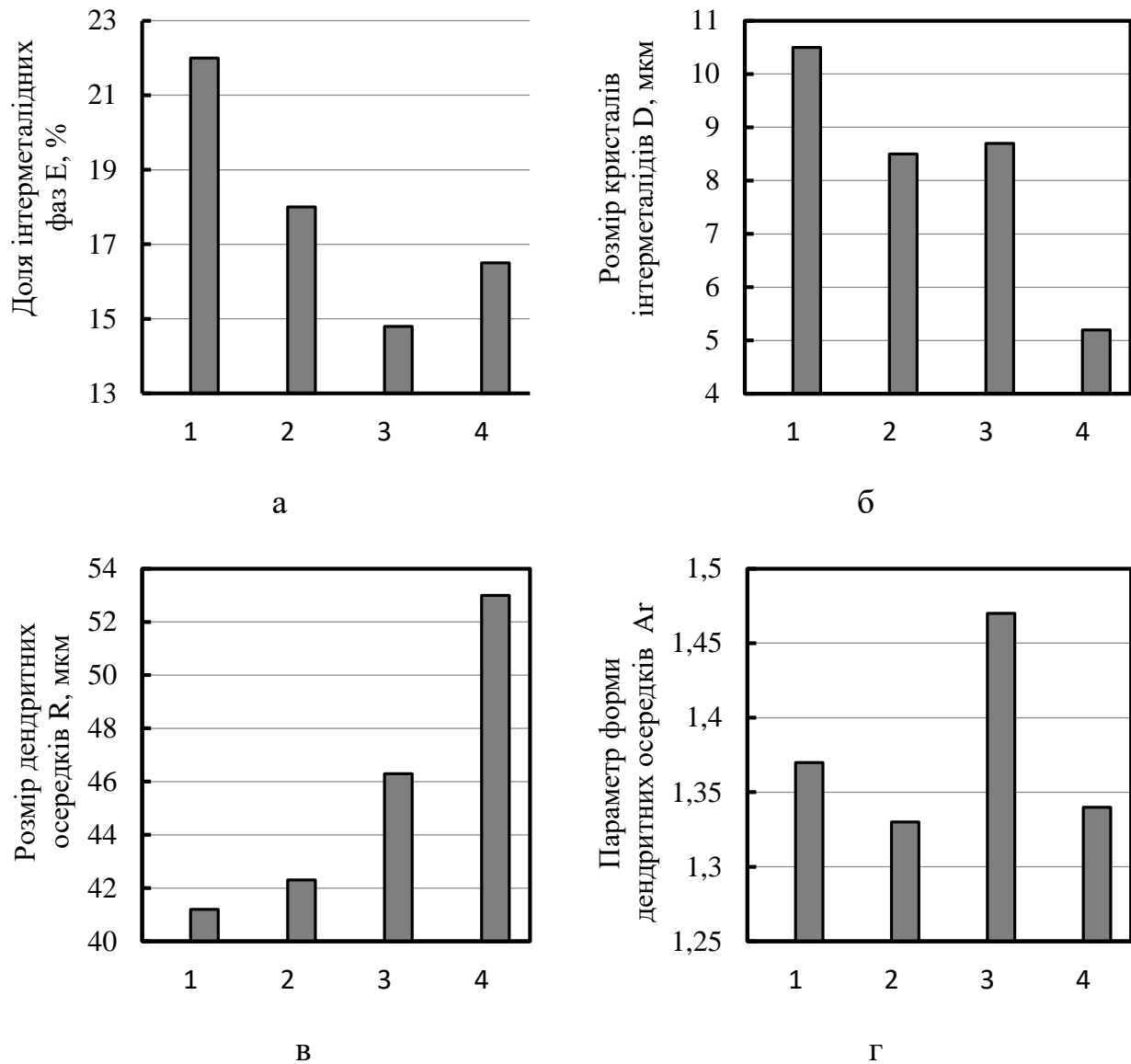


Рис. 4.11 – Зміна мікроструктури зразків зі сплаву В95 після термічної обробки (ТО) в литому стані: а – литий стан; б – режим №1; в – режим №2; г – режим №3

Розмір гілок дендритів  $\alpha$ -Al твердого розчину в відпалених і загартованих зразках порівняно з литим станом монотонно зростає (рис. 4.12, в). Параметр форми гілок дендритів  $\alpha$ -Al зростає і в відпаленому, і в загартованому вигляді порівняно з литим станом, але максимальне значення має в разі загартування і старіння за кімнатної температури (рис. 4.12, г).



1 – литий стан; 2 – режим ТО №1; 3 – режим ТО №2; 4 – режим ТО №3

Рис. 4.12 – Кількісні характеристики структур зразків сплаву В95 після термічної обробки в литому вигляді: а – частки інтерметалідних фаз; б – розміру кристалів інтерметалідних фаз; в – розміру дендритних осередків; г – параметра форми дендритних осередків

Проведено також дослідження структур дослідних зразків сплаву В95, підданих впливу всіх факторів у технологічному ланцюжку "валкова розливка – гаряча прокатка ( $\epsilon = 88\%$ ) – термічна обробка" (рис. 4.13).

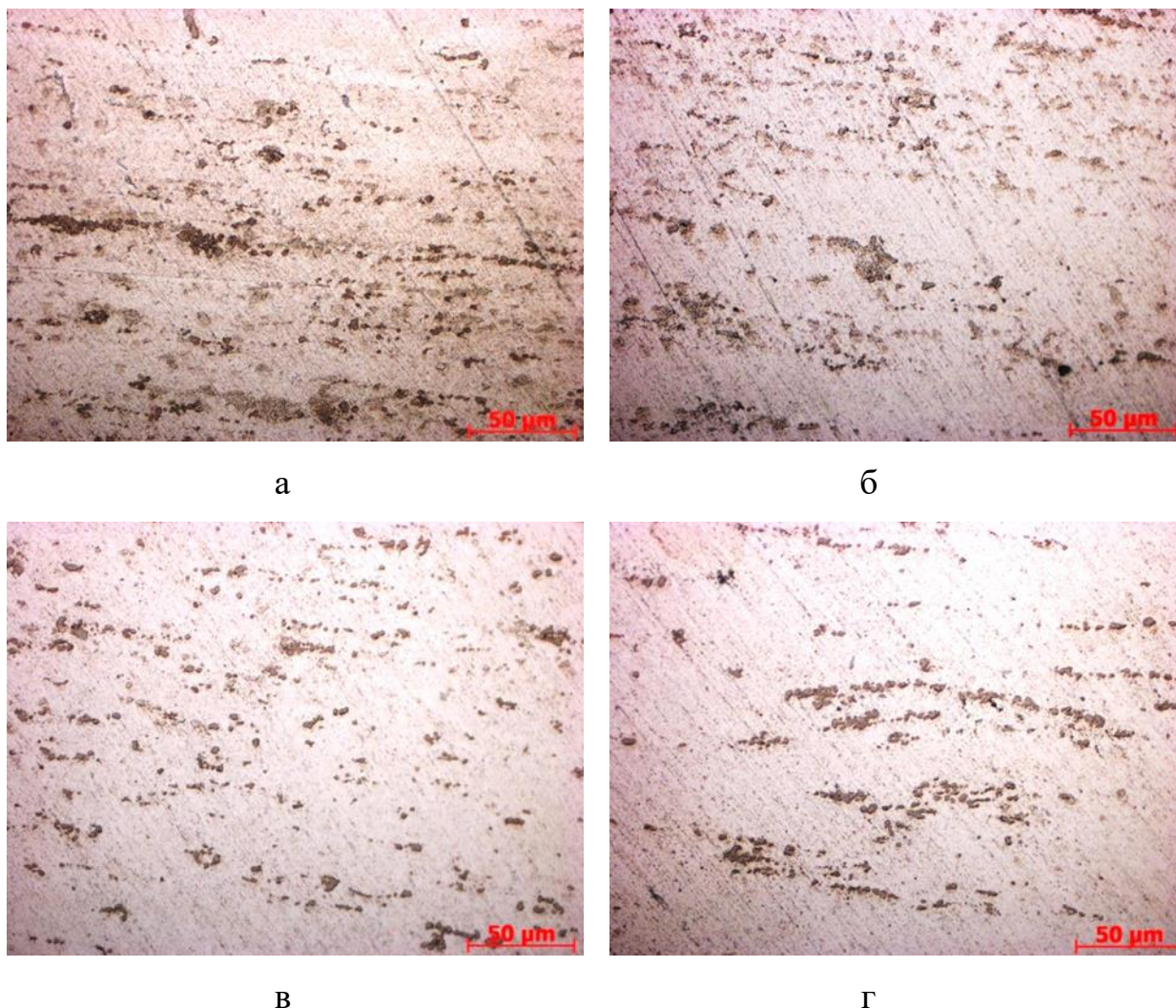
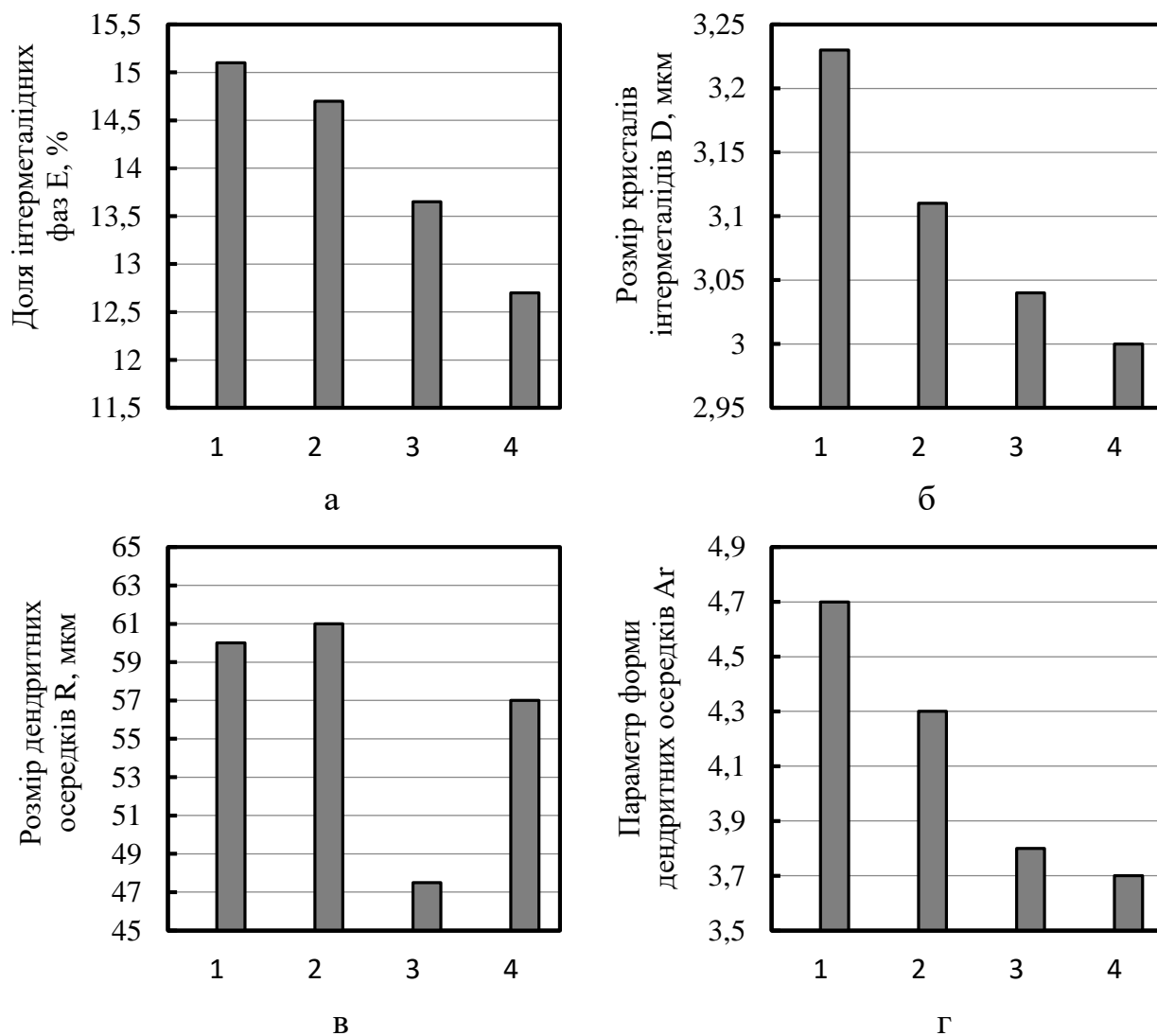


Рис. 4.13 – Зміна мікроструктури зразків сплаву В95 після термічної обробки в деформованому стані ( $\epsilon = 88\%$ ): а – після гарячої прокатки; б – режим ТО №1; в – режим ТО №2; г – режим ТО №3

Встановлено, що після гарячої прокатки мікроструктури складаються з дендритів  $\alpha$ -Al твердого розчину та подрібнених інтерметалідів. Зазначені структурні складові орієнтовані в площині, паралельній напрямку гарячої прокатки (рис. 4.13, а). Термічна обробка призводить до часткової рекристалізації  $\alpha$ -Al твердого розчину, а також до сфероїдизації інтерметалідних фаз, про що свідчать округлі межі розділу інтерметалідів. –  $\alpha$ -Al (рис. 4.13, б, в і г) [119, 149-151].



Еволюція структур дослідних зразків уздовж технологічного ланцюжка "валкова розливка - гаряча прокатка ( $\epsilon = 88\%$ ) - термічна обробка" призводить до зміни їхніх кількісних характеристик (рис. 4.14). Кількість інтерметалідів у їхніх структурах монотонно зменшується, що пов'язано з їх частковим розчиненням у  $\alpha$ -Al твердому розчині (рис. 4.14, а). Гаряча прокатка сприяє подрібненню інтерметалідних фаз і є стимулювальним фактором процесу їх розчинення.



1 – після прокатки; 2 – режим ТО №1; 3 – режим ТО №2; 4 – режим ТО №3

Рис. 4.14 – Кількісні характеристики структур зразків сплаву В95 після термічної обробки в деформованому стані ( $\epsilon = 88\%$ ): а – частки інтерметалідних фаз; б – розміру кристалів інтерметалідних фаз; в – розміру дендритних осередків; г – параметра форми дендритних осередків

Термічна обробка (відпал і загартування) дослідних зразків після їхньої прокатки сприяє зменшенню розміру і параметра форми інтерметалідів, особливо в разі загартування з природним старінням. (рис. 4.14, а и б). А характер зміни розміру та параметра форми дендритних осередків  $\alpha$ -твердого розчину свідчить про рекристалізаційні процеси, що відбуваються під час нагрівання деформованого металу. (рис. 4.14, в и г).

За аналогічною схемою вивчено еволюцію структур отриманих стрічок для всіх досліджених алюмінієвих сплавів (АД35, АМг5). Визначено параметри форм і розміри гілок дендритів  $\alpha$ -твердого розчину, а також частки, форми та розміри кристалів інтерметалідних фаз залежно від режимів оброблення вздовж усього технологічного ланцюжка.

#### **4.4. Вивчення впливу режимів гарячої прокатки литих зразків з досліджуваних алюмінієвих сплавів на їх якісні характеристики.**

Для встановлення спадкового взаємозв'язку структури і властивостей дослідних зразків із досліджуваних сплавів на всіх стадіях технологічного ланцюжка "валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка" проведені механічні випробування на розривній універсальній машині UTM-100T за стандартною методикою для визначення їхніх міцнісних і пластичних характеристик (ГОСТ 11701-84).

Рівень механічних властивостей дослідних зразків із досліджуваних сплавів після їх валкової розлики свідчить, що в литому вигляді вони, за відносно високого рівня міцнісних характеристик, мають дуже низьку пластичність, а для високоміцного широкоінтервального сплаву (В95) вона взагалі близька до нуля (табл. 4.4). З елементів мікроструктури, що впливають на властивості литої заготовки, головним чином, відзначають первинні кристали інтерметалідних сполук і розміри гілок дендритів [152]. Усунення дендритних ліквацій і розчинення частинок нерівноважних фаз досягаються шляхом гомогенізуючого

відпалу литої заготовки перед прокаткою. Час гомогенізації перебуває в прямій залежності від розміру гілок дендритів.

Таблиця 4.4

Механічні властивості заготовок у литому вигляді

Сплав	$\sigma_{02}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %
АД35	140	190	12,5	9,3
АМг5	150	200	3,3	2,6
В95	250	300	0,2	—

Гомогенізуючий відпал дослідних зразків перед гарячим прокатуванням впливає на їхню структуру і механічні властивості. Структура литої заготовки, отриманої з рідкого стану, наприклад, сплаву В95 представлена зернами твердого розчину алюмінію, на кордонах яких розташовуються колонії евтектики (рис. 4.11, а). Нагрівання зразків зі сплаву В95 до температури 490°C протягом часу гомогенізації посилює процес розпаду пересиченого твердого розчину алюмінію і супроводжується зменшенням об'ємної частки та розміру кристалів інтерметалідних фаз (рис. 4.12, а і б). Структура за перерізом (товщиною) листової заготовки стає більш однорідною, тобто відсутні зони з переважно дрібними або великими зернами  $\alpha$ -фази. Це призводить до помітного зниження межі міцності за відносно невеликого підвищення відносного подовження.

Температуру нагрівання зразків перед прокаткою для різних сплавів призначали відповідно до температур їхніх фазових перетворень, визначених диференційно-термічним аналізом (табл. 4.1). Вона залежить від відповідної температури солідуса і для досліджуваних сплавів дорівнює: В95 – 370 °С, АМг5 – 450 °С, АД35 – 480 °С. Зразки завширшки ~ 40 мм і завдовжки ~ 150 ÷ 200 мм

деформувалися на прокатному стані з діаметром робочих валків 90 мм зі швидкістю прокатки 2 м/хв. Відносна деформація зразка ( $\epsilon$ ) за один прохід була прийнята такою, що дорівнювала близько 20%, і визначалася для кожного ступеня обтиснення ( $\Sigma_i = h_0 / h_i$ ) (табл. 4.5).

Таблиця 4.5

Параметри випробовуваних зразків у процесі гарячої прокатки

<b>АД35</b>	<b><math>h_0</math>, мм</b>	<b><math>h_1</math>, мм</b>	<b><math>h_2</math>, мм</b>	<b><math>h_3</math>, мм</b>	<b><math>h_4</math>, мм</b>
	1,77	0,85	0,56	0,42	0,35
	<b><math>\epsilon_0</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_1</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_2</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_3</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_4</math>, %</b>
	0,0	52,1	68,2	76,1	80,5
	<b><math>\Sigma_0</math></b>	<b><math>\Sigma_1</math></b>	<b><math>\Sigma_2</math></b>	<b><math>\Sigma_3</math></b>	<b><math>\Sigma_4</math></b>
	1,0	2,1	3,1	4,2	5,1
<b>АМг5</b>	<b><math>h_0</math>, мм</b>	<b><math>h_1</math>, мм</b>	<b><math>h_2</math>, мм</b>	<b><math>h_3</math>, мм</b>	<b><math>h_4</math>, мм</b>
	1,52	1,1	0,85	0,6	0,33
	<b><math>\epsilon_0</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_1</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_2</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_3</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_4</math>, %</b>
	0,0	27,6	43,9	60,3	78,3
	<b><math>\Sigma_0</math></b>	<b><math>\Sigma_1</math></b>	<b><math>\Sigma_2</math></b>	<b><math>\Sigma_3</math></b>	<b><math>\Sigma_4</math></b>
	1,0	1,4	1,8	2,5	4,6
<b>В95</b>	<b><math>h_0</math>, мм</b>	<b><math>h_1</math>, мм</b>	<b><math>h_2</math>, мм</b>	<b><math>h_3</math>, мм</b>	<b><math>h_4</math>, мм</b>
	2,37	0,87	0,66	0,46	0,28
	<b><math>\epsilon_0</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_1</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_2</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_3</math>, %</b>	<b><math>\epsilon_4</math>, %</b>
	0,0	64,4	72,1	80,5	88,3
	<b><math>\Sigma_0</math></b>	<b><math>\Sigma_1</math></b>	<b><math>\Sigma_2</math></b>	<b><math>\Sigma_3</math></b>	<b><math>\Sigma_4</math></b>
	1,0	2,8	3,6	5,1	8,8

Під час аналізу результатів слід врахувати, що етап "гаряча прокатка", по суті, є термомеханічною обробкою випробовуваних зразків. Тому під час нагрівання литих заготовок перед прокаткою інтерметаліди розчиняються в  $\alpha$ -Al твердому розчині незалежно від типу сплаву. Після прокатки швидкість охолодження тонких зразків досить велика, тому розпаду  $\alpha$ -Al твердого розчину не відбувається (рис. 4.15). Це призводить до зміцнення всіх сплавів, незалежно від ступеня їх обтиснення (рис. 4.16 – 4.18, а і б).

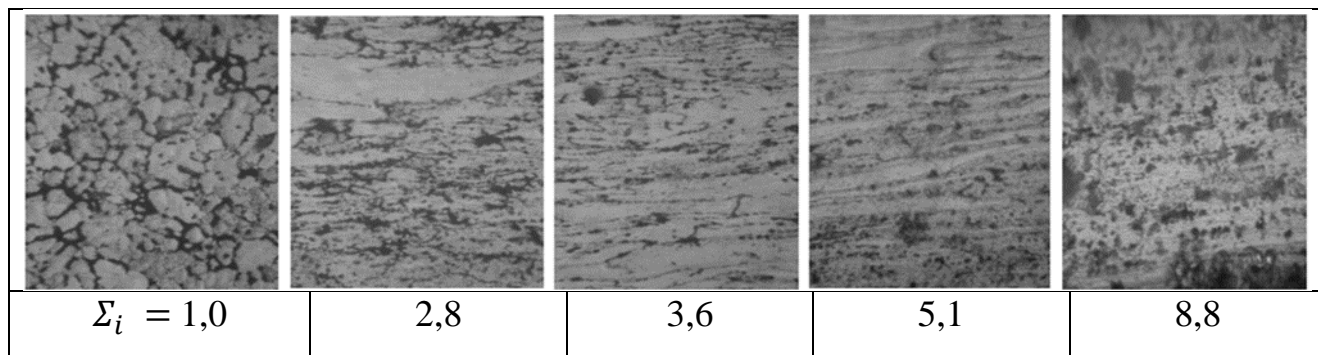


Рис. 4.15 – Зміна мікроструктури сплаву В95 після гарячої прокатки за різного ступеня обтиснення

Механічні характеристики досліджуваних сплавів у литому вигляді ( $\Sigma_i=1$ ) визначено до попереднього нагрівання випробуваних зразків під прокатку. Вони свідчать, що метал у листових заготовках для всіх типів сплавів у литому вигляді характеризується відносно високим рівнем показників міцності ( $\sigma_s$ ) –  $140 \div 250$  МПа (табл. 4.4). Показники пластичності при цьому перебувають на рівні:  $\delta = 0 \dots 0,2$  % для високоміцного сплаву В95;  $\delta = 3 \dots 13$  % для сплавів середньої та низької міцності АМг5 і АД35. (табл. 4.4, рис. 4.16 – 4.18, в) [149-151, 154].

Після гарячої прокатки зразків рівень їхніх механічних властивостей істотно підвищується для всіх сплавів. Найбільш значуще підвищення межі міцності для всіх сплавів відбувається, практично, після першого ж обтиснення ( $\Sigma_i=2$ ,  $\epsilon=50\%$ ). Подальше збільшення ступеня обтиснення не виявило істотного підвищення міцності сплавів, хоча для сплаву В95 можна побачити незначне зростання граничних значень цих параметрів. Крім цього, для сплаву В95 спостерігається тенденція до зростання їх відносного подовження (рис. 4.18, в). Ця тенденція відрізняється від зазвичай спостережуваної при термообробці закономірності, коли зі зростанням показників міцності пластичність сплаву зменшується.

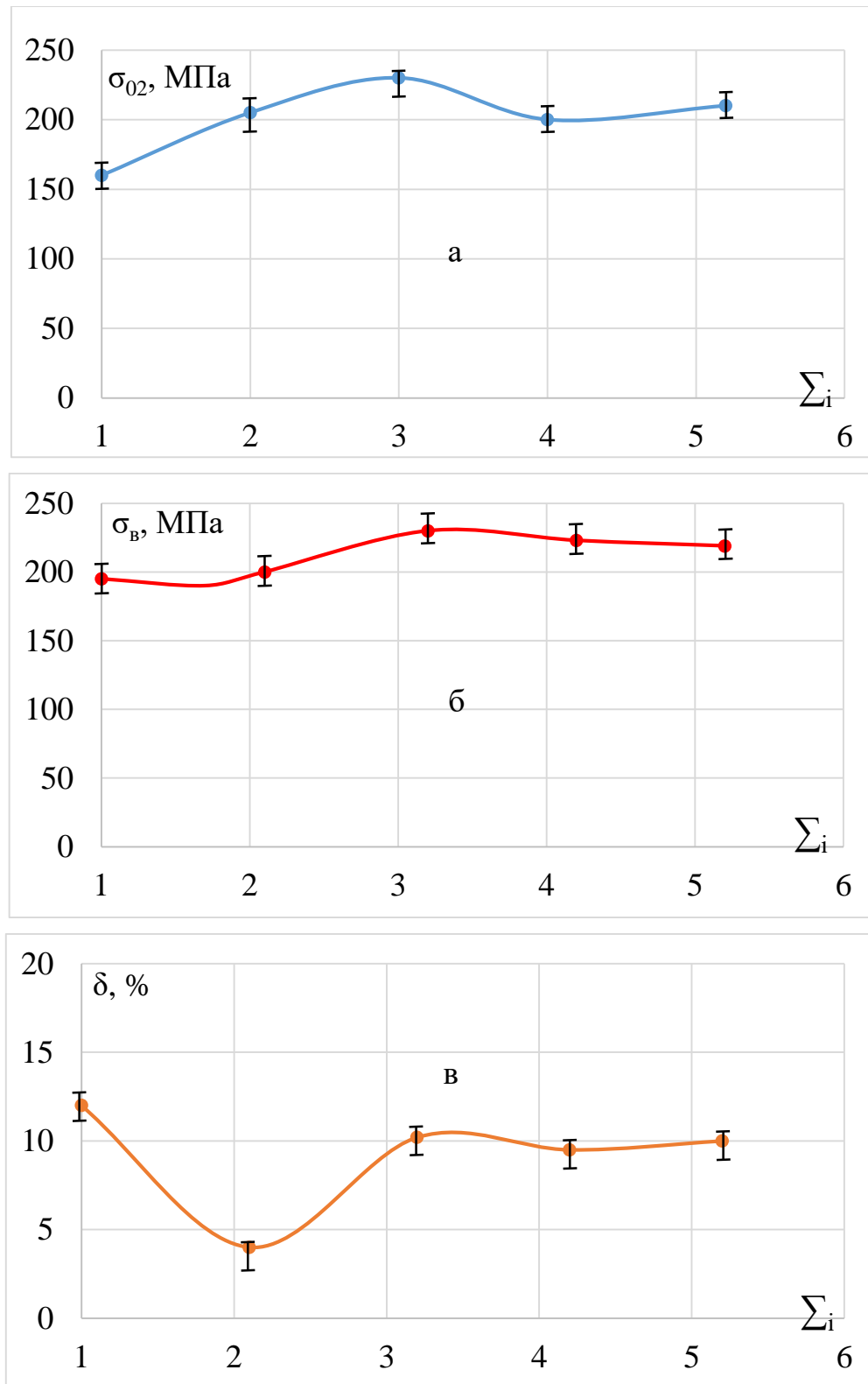


Рис. 4.16 – Залежність механічних властивостей сплаву АД35 від ступеня обтиснення під час гарячої прокатки: а, б – межі плинності та міцності; в – відносне подовження  $\sigma_{02}$ , МПа  $\Sigma_i$   $\delta$

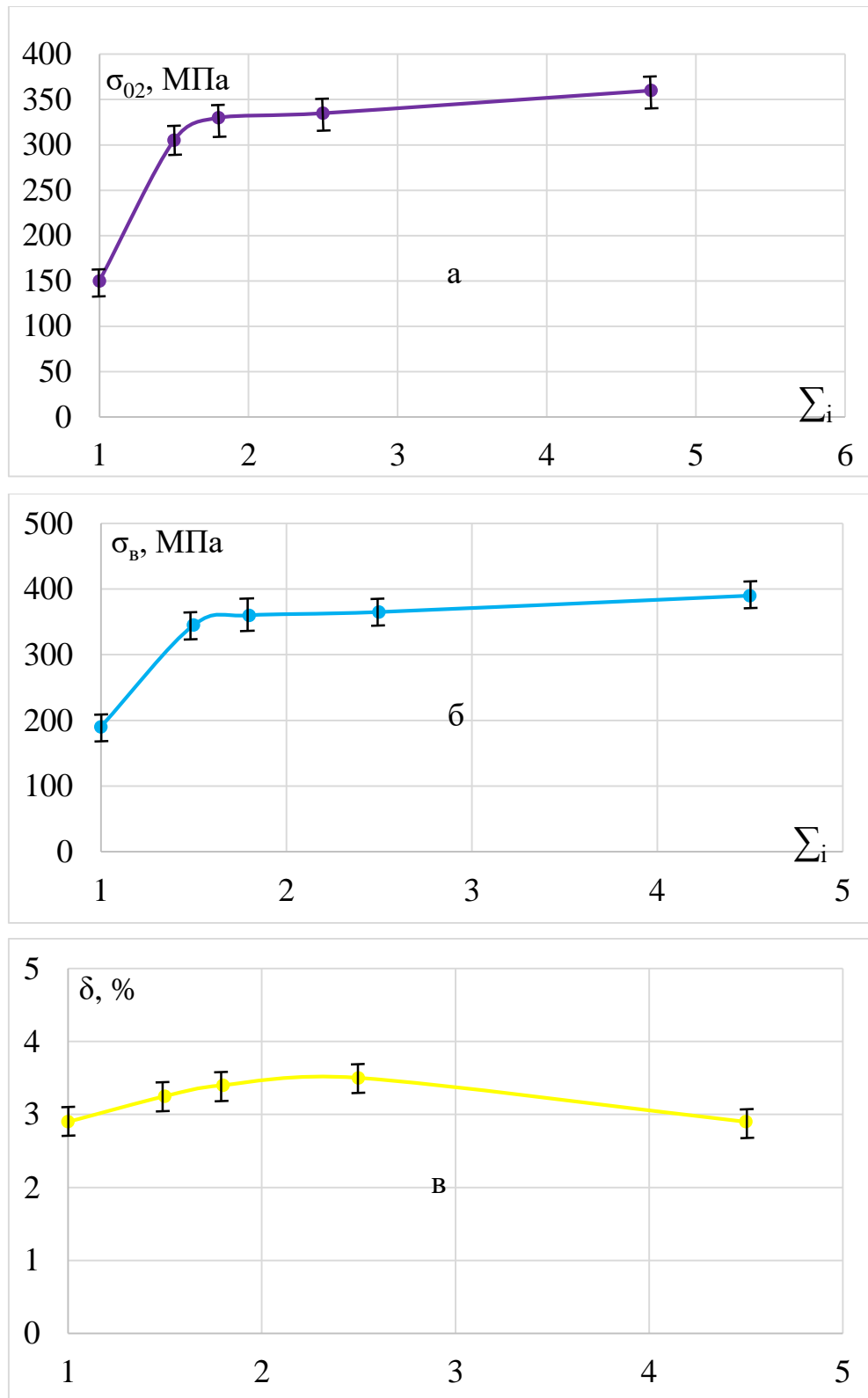


Рис. 4.17 – Залежність механічних властивостей сплаву АМг5 від ступеня обтиснення під час гарячої прокатки: а, б – межі плинності та міцності; в – відносне подовження

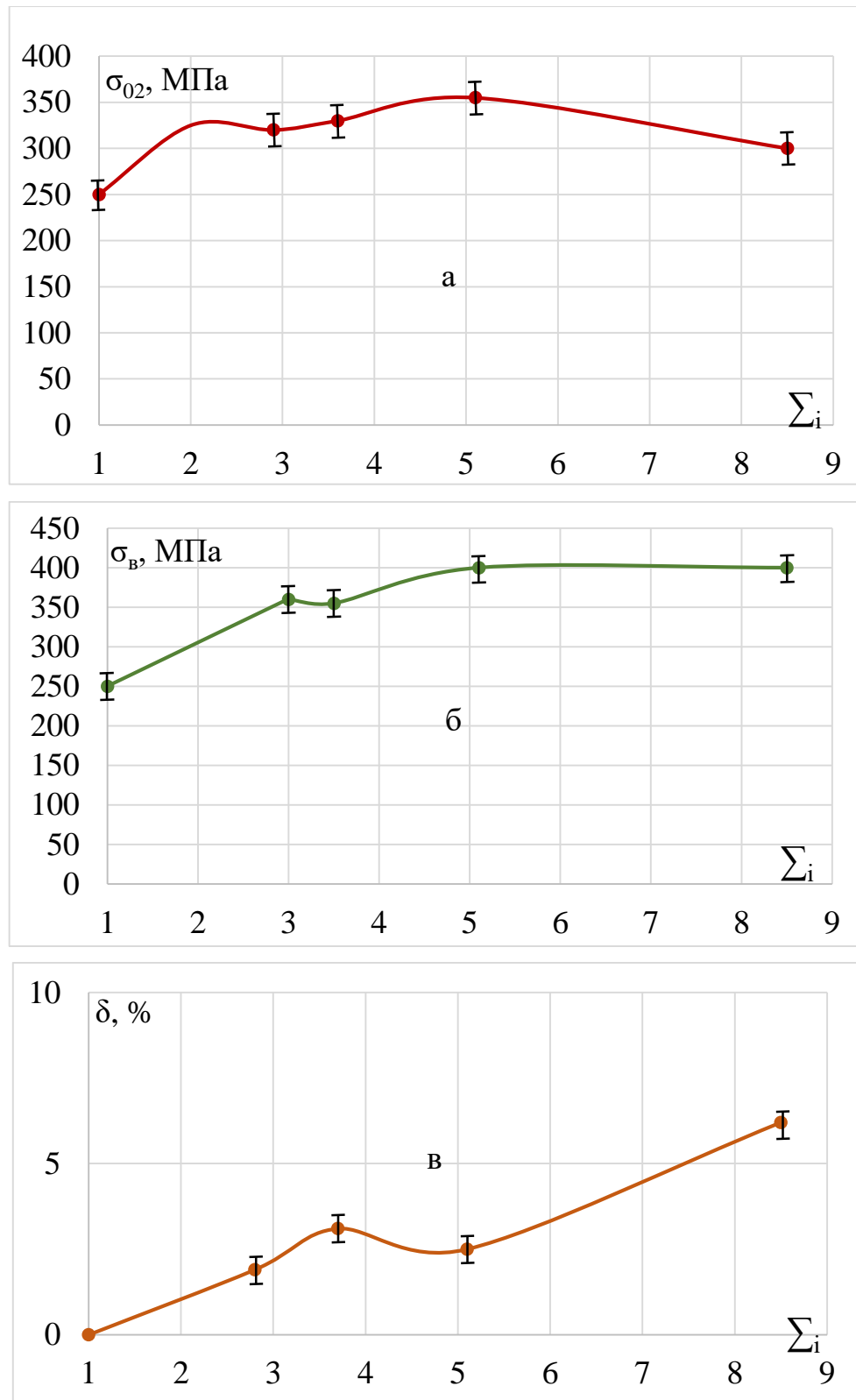


Рис. 4.18 – Залежність механічних властивостей сплаву В95 від ступеня обтиснення під час гарячої прокатки: а, б – межі плинності та міцності; в – відносне подовження



З даних рисунків (рис. 4.16 – 4.18) випливає, що гаряча прокатка стрічок із досліджуваних сплавів має помітний вплив на рівень їхніх механічних характеристик. Найсуттєвіше прокатка впливає на рівень межі міцності ( $\sigma_{\text{с}}$ ) і відносного подовження ( $\delta$ ) для широкоінтервального сплаву В95. Імовірно, таке підвищення межі міцності для цих сплавів зумовлене структурними змінами, пов'язаними з розчиненням інтерметалідних фаз, а зростання відносного подовження – зі зменшенням розміру й параметра форми кристалів, як твердого розчину алюмінію, так і інтерметалідних фаз.

#### **4.5. Вивчення впливу режимів термічної обробки гарячекатаних зразків із досліджуваних алюмінієвих сплавів на їх механічні властивості.**

Під час формування кінцевої структури і властивостей гарячекатаних стрічок із досліджуваних алюмінієвих сплавів істотну роль відіграє їхня термічна обробка. У цих дослідженнях були обрані найпоширеніші способи термообробки, які детально розписані вище (пункт 4.3, №1, №2 та №3).

Температури нагрівання зразків під час проведення термообробки для різних сплавів призначали відповідно до температур їхніх фазових перетворень. Під час проведення відпалу для досліджуваних сплавів температури нагріву мали такі значення: В95 – 415°C; АМг5 – 435°C; АД35 – 435°C. Під час проведення загартування випробовуваних зразків, незалежно від способу старіння, температури нагріву для досліджуваних сплавів мали такі значення: В95 – 495°C, АМг5 – 520°C, АД35 – 520°C.

Результати механічних випробувань, наприклад, сплаву В95, проведених після гарячої прокатки та відповідних видів термообробки, наведено у таблиці 4.6.

Таблиця 4.6

## Механічні властивості гарячекатаних зразків зі сплаву В95

Параметри прокатки	$\sigma_{02}$ , МПа	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
у гарячекатаному стані				
$h_0 = 2,37$ мм, $\Sigma_i = 1.0$ , $\varepsilon = 0\%$	-	247	0,03	0,03
$h_0 = 0,84$ мм, $\Sigma_i = 2.8$ , $\varepsilon = 64\%$	334	364	2,51	2,44
$h_0 = 0,66$ мм, $\Sigma_i = 2.9$ , $\varepsilon = 72\%$	319	369	4,84	4,63
$h_0 = 0,49$ мм, $\Sigma_i = 3.6$ , $\varepsilon = 76\%$	352	397	3,7	3,53
$h_0 = 0,28$ мм, $\Sigma_i = 8.5$ , $\varepsilon = 88\%$	276	403	9,9	8,9
після відпалу гарячекатаних зразків				
$h_0 = 2,37$ мм, $\Sigma_i = 1.0$ , $\varepsilon = 0\%$	138	187	2,64	2,57
$h_0 = 0,84$ мм, $\Sigma_i = 2.8$ , $\varepsilon = 64\%$	181	243	10,66	9,63
$h_0 = 0,66$ мм, $\Sigma_i = 2.9$ , $\varepsilon = 72\%$	172	246	10,8	9,74
$h_0 = 0,49$ мм, $\Sigma_i = 3.6$ , $\varepsilon = 76\%$	171	250	13,1	11,54
$h_0 = 0,28$ мм, $\Sigma_i = 8.5$ , $\varepsilon = 88\%$	161	245	9,1	8,32

продовження табл. 4.6

Параметри прокатки	$\sigma_{02}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{в}}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %
після загартування з природним старінням				
$h_0 = 2,37$ мм, $\Sigma_i = 1.0$ , $\varepsilon = 0\%$	298	328	1,38	1,36
$h_0 = 0,84$ мм, $\Sigma_i = 2.8$ , $\varepsilon = 64\%$	321	457	10,68	9,64
$h_0 = 0,66$ мм, $\Sigma_i = 2.9$ , $\varepsilon = 72\%$	310	461	11,63	10,39
$h_0 = 0,49$ мм, $\Sigma_i = 3.6$ , $\varepsilon = 76\%$	326	493	16,09	13,85
$h_0 = 0,28$ мм, $\Sigma_i = 8.5$ , $\varepsilon = 88\%$	264	435	20,14	16,69
після загартування зі штучним старінням				
$h_0 = 2,37$ мм, $\Sigma_i = 1.0$ , $\varepsilon = 0\%$	399	420	0,53	0,52
$h_0 = 0,84$ мм, $\Sigma_i = 2.8$ , $\varepsilon = 64\%$	467	511	2,42	2,36
$h_0 = 0,66$ мм, $\Sigma_i = 2.9$ , $\varepsilon = 72\%$	471	526	3,67	3,54
$h_0 = 0,49$ мм, $\Sigma_i = 3.6$ , $\varepsilon = 76\%$	502	568	7,21	6,71
$h_0 = 0,28$ мм, $\Sigma_i = 8.5$ , $\varepsilon = 88\%$	240	501	12,92	11,44

У результати лабораторних випробувань для всіх досліджених сплавів отримано аналогічні дані, що представлені у вигляді гістограм зміни параметрів

їхніх механічних характеристик залежно від способів термічної обробки (рис. 4.19 – 4.21). Аналіз цих даних показує, що термообробка гарячекатаних зразків істотно впливає на механічні характеристики всіх сплавів. Бачимо, що режими термообробки гарячекатаних зразків із досліджених сплавів по-різному впливають на їхні механічні властивості.

*Сплав АД35.* При штучному і природному старінні показники пластичності на однаковому рівні, в районі 20% при 5-кратному обтиску. Межа міцності за того ж обтиску незначно вища за штучного старіння (на 35 МПа), ніж за природного старіння і дорівнює 330 МПа.

*Сплав АМг5.* Для цього сплаву найкраще поєднання міцності ( $\sigma_{\epsilon} = 348$  МПа) і пластичності ( $\delta = 13\%$ ) забезпечує режим №2 за попередньої гарячої прокатки з 4-кратним обтисненням.

*Сплав В95.* Вищий рівень результатів був досягнутий після загартування з природним і штучним старінням. При природному старінні була досягнута найвища точка пластичності ( $\delta = 20\%$ ). За штучного старіння і 6 кратного обтиску зафіксовано зростання межі міцності з 420 до 502 МПа.

Високоміцний алюмінієвий сплав В95 з широким інтервалом кристалізації 162°C, який більше цікавить нас, оптимального рівня механічних властивостей досягає після загартування з природним старінням (режим №3, рис. 4.21). При цьому значення межі міцності для цього сплаву досягає рівня 545 МПа, а відносно подовження 20%. Близькі до оптимальних отримано результати і під час загартування зі штучним старінням. Різниця в результатах за штучного і природного старіння не така суттєва і коливається в діапазоні 2-5%.

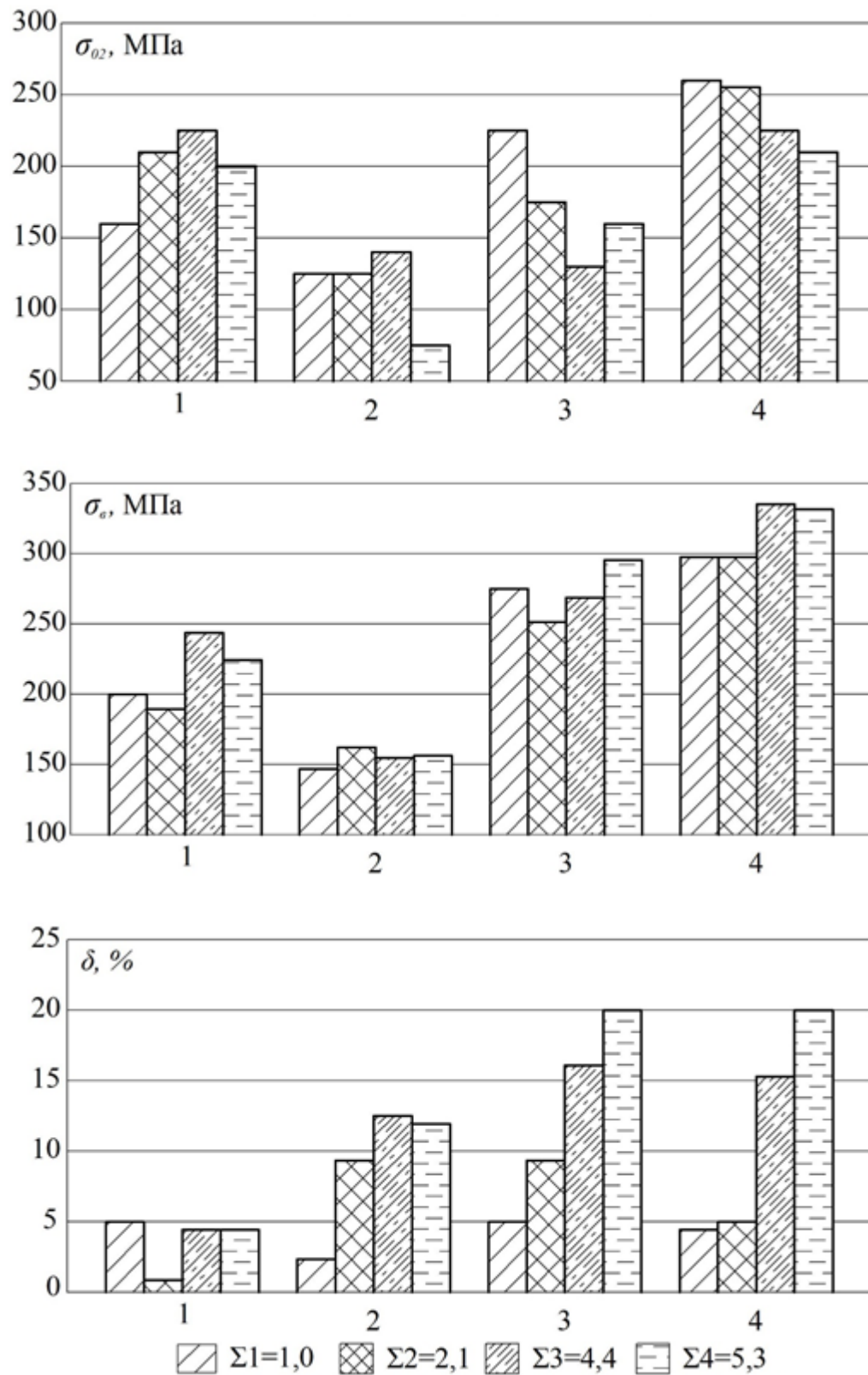


Рис. 4.21 – Вплив режимів термічної обробки на механічні властивості сплаву АД35: 1 – у гарячекатаному стані; 2 – відпал; 3 – загартування з природним старінням; 4 – загартування зі штучним старінням.

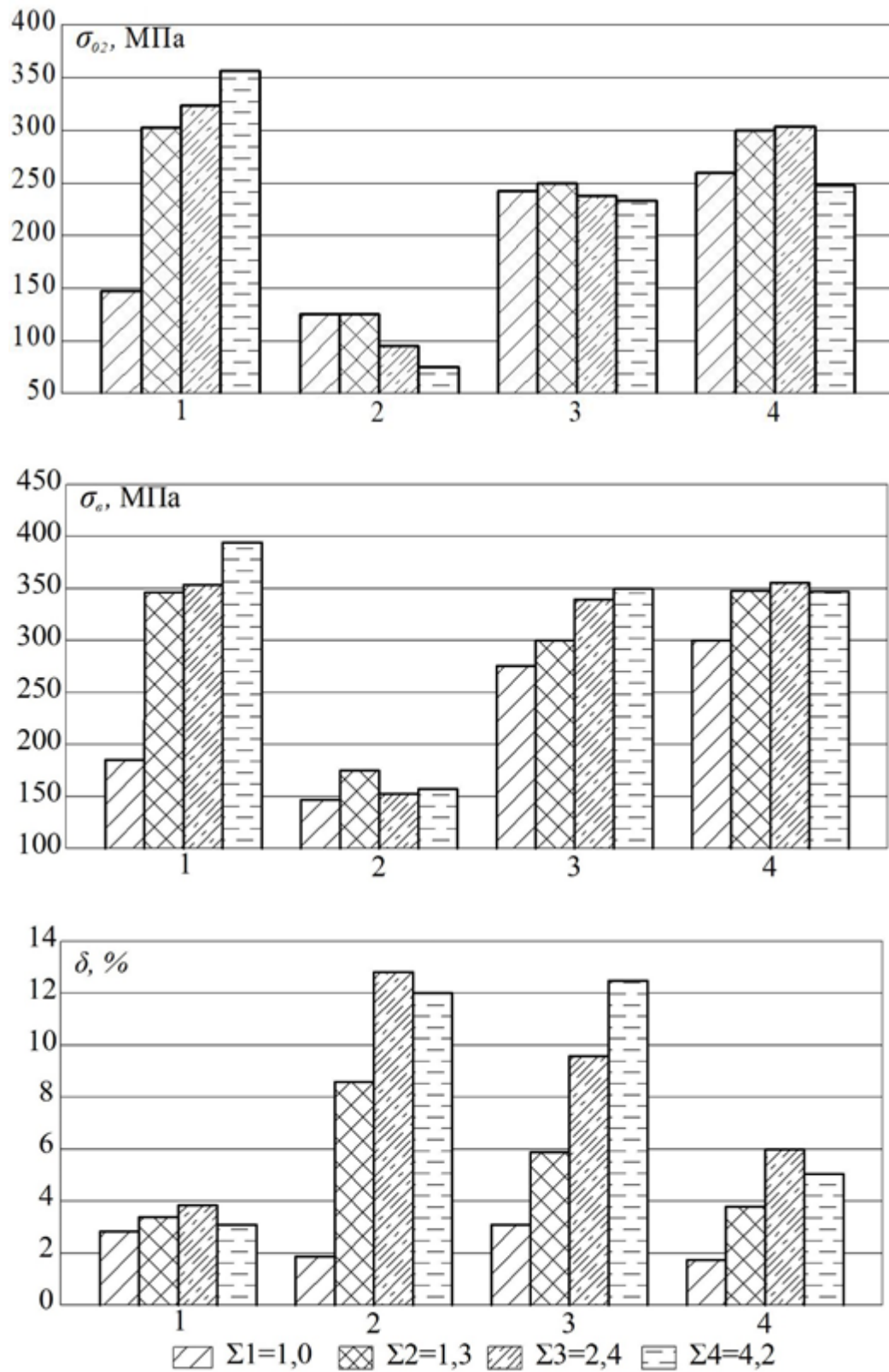


Рис. 4.20 – Вплив режимів термічної обробки на механічні властивості сплаву АМг5: 1 – у гарячекатаному стані; 2 – відпал; 3 – загартування з природним старінням; 4 – загартування зі штучним старінням.

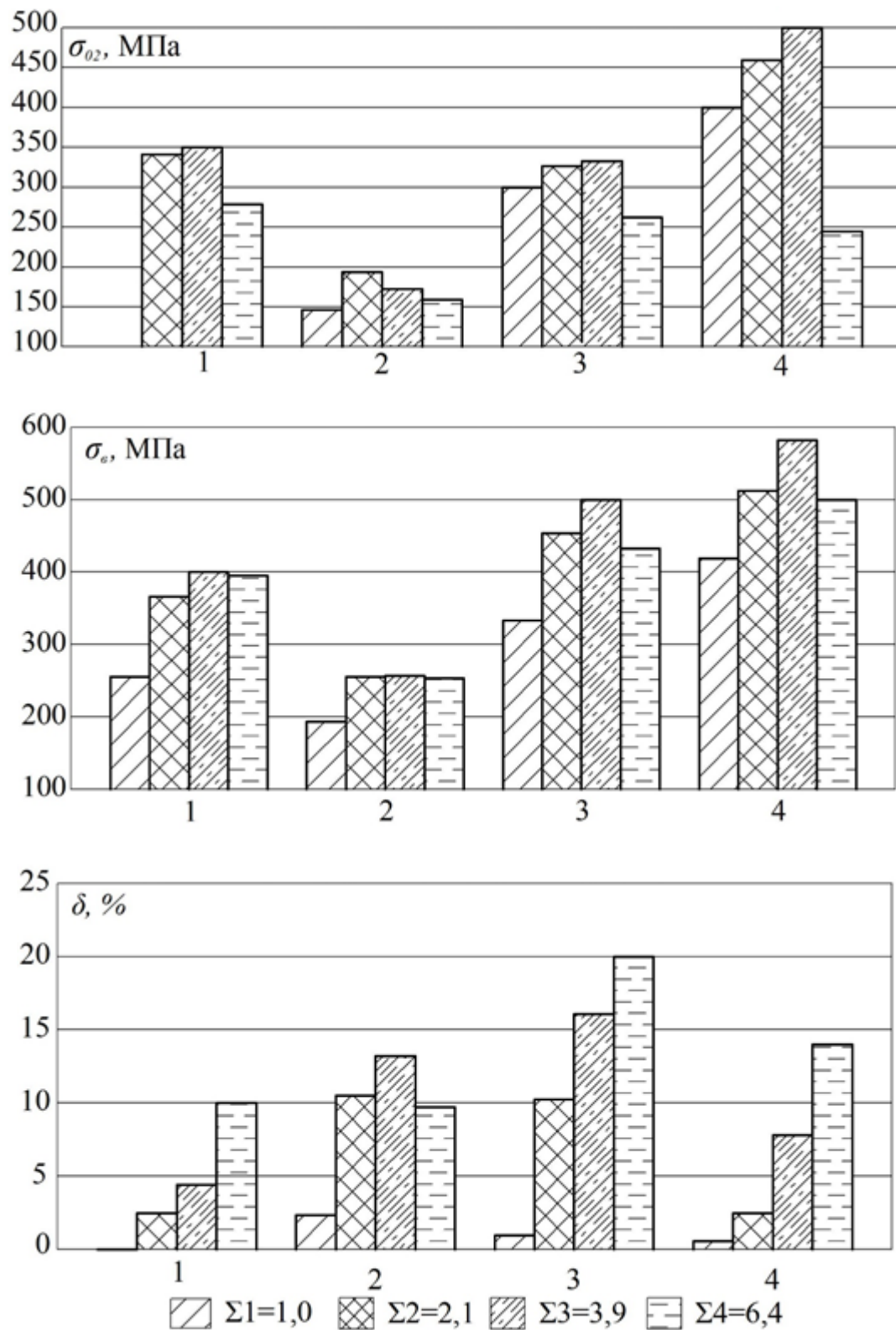


Рис. 4.21 – Вплив режимів термічної обробки на механічні властивості сплаву В95: 1 – у гарячекатаному стані; 2 – відпал; 3 – загартування з природним старінням; 4 – загартування зі штучним старінням.

Таким чином, результати проведених досліджень показують, що методом валкової розливки-прокатки можна отримати листову металопродукцію з різного спектра алюмінієвих сплавів, зокрема сплавів з дуже широким інтервалом кристалізації ( $\geq 160^{\circ}\text{C}$ ). При цьому для всіх сплавів забезпечується такий рівень механічних характеристик штаб, який перевищує відповідні стандартні межі (ГОСТ 8617-81, табл. 4.7).

Таблиця 4.7

Механічні властивості штаб, отриманих валковим литтям

Сплав		Межа плинності $\sigma_{0.2}$ , МПа	Межа міцності $\sigma_{\text{в}}$ , МПа	Відносне подовження $\delta$ , %
АД35 (6082)	Експеримент	254	333	20
	Стандарт	245	314	8
АМг5 (5056)	Експеримент	226	348	18
	Стандарт	127	255	15
В95 (7075)	Експеримент	475	545	20
	Стандарт	461	520	6

### Висновки до розділу

4.1. Одержані результати щодо впливу швидкостей охолодження досліджуваних алюмінієвих сплавів В95, АМг5 і АД35 на формування структури литих заготовок з них, які відкривають додаткові резерви підвищення їх властивостей. Встановлено, що для інтенсивності тепловідведення, характерної для умов валкової розливки ( $\sim 1000^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ), дисперсність зерен  $\alpha$ -фази всіх сплавів у 3-5 разів вища, ніж для інших режимів швидкостей охолодження.

4.2. Непрямими методами досліджень (фізичне та математичне моделювання) визначено технологічні параметри валкової розливки досліджуваних алюмінієвих сплавів (швидкість розливу, температура розливки,



інтенсивність тепловідведення тощо), адекватність яких експериментально підтверджена на лабораторній установці. Вперше у світовій металургійній практиці методом валкової розливки отримано литі листові заготовки із високоміцного алюмінієвого сплаву системи Al–Zn (B95) з широким інтервалом кристалізації ( $\geq 160^{\circ}\text{C}$ ).

4.3. На кожній стадії технологічного процесу «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка» для усіх сплавів визначено зміни характеристик їх структур та властивостей. Встановлено, що рівень механічних характеристик для усіх сплавів, головним чином, визначається дисперсністю первинних кристалів  $\alpha\text{-Al}$  та інтерметалідних фаз. Для кожного сплаву визначено кількісні характеристики структур, при яких отримуваний алюмінієвий лист має найвищі показники механічних властивостей.

4.4. Для усіх досліджених сплавів визначено оптимальні режими гарячої прокатки та термічної обробки, що забезпечують максимальний рівень механічних властивостей одержуваної листової продукції. При цьому для усіх сплавів забезпечується такий рівень механічних характеристик штаб, який перевищує відповідні стандартні межі (наприклад, для найбільш цікавий для нас сплав B95 межа міцності перевищує стандартний рівень на 5%, а відносне подовження – 3,3 разів).

## ОСНОВНІ ВИСНОВКИ

1. Методом математичного моделювання встановлені закономірності тепло- масообмінних процесів у валковому кристалізаторі при розливанні алюмінієвих сплавів В95, АМг5 і АД35. Отримані рівняння регресії лінійних швидкостей розливки дослідних алюмінієвих сплавів від технологічних параметрів, а саме товщини штаби ( $\delta = 1 \div 4$  мм); кута меніска ( $\beta = 10 \div 33$  град.); радіусу валків ( $R = 200 \div 400$  мм) та температури перегріву розплаву ( $\Delta t = 10 \div 60^\circ\text{C}$ ). Показано, що швидкості валкової розливки для вище вказаних сплавів на лабораторній установці корелюють з розрахунковими значеннями ( $> 95\%$ ) і забезпечують одержання з них листових заготовок заданої товщини.

2. Методом фізичного моделювання встановлено закономірності теплообміну між рідким металом і валком-кристалізатором та розроблено ефективний спосіб підвищення теплової роботи кристалізатора шляхом нанесення шорсткості на внутрішню поверхню бандажа валка. Встановлено, що кількість відведеного тепла від валка з шорсткістю збільшується до 45% порівняно зі стандартним гладким валком. Це надало змогу провести процес валкової розливки широкого спектру алюмінієвих сплавів, у тому числі високоміцних алюмінієвих сплавів, що мають широкі інтервали кристалізації.

3. Методом фізичного моделювання на модельному сплаві (камфені) визначено вплив тепло- і масообмінних процесів у валковому кристалізаторі на формування структури литих заготовок. Показано, що товщина заготовок при виході з валків на 15-25% менше сумарної товщини кірок на валках і що за рахунок деформації цих кірок відбувається трансформація грубої первинної їх будови у дрібнозернисту структуру заготовки на виході із зони прокатки.

4. Встановлено, що для інтенсивності тепловідведення  $\sim 1000^\circ\text{C}/\text{с}$ , дисперсність зерен  $\alpha$ -фази високоміцних алюмінієвих сплавів В95, АМг5 і АД35 у 3-5 разів вища, ніж для інших швидкостей охолодження, що є додатковим резервом підвищення їх властивостей.

5. Встановлені закономірності зміни структури та властивостей листових заготовок з високоміцних алюмінієвих сплавів на кожному етапі технологічного процесу «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка». Показано, що рівень механічних характеристик на всіх етапах визначається розміром первинних кристалів  $\alpha$ -Al та інтерметалідних фаз, які суттєво залежать від способу термічної обробки. Найбільш висока міцність гаряча катаних штаб зі сплавів В95, АМг5 і АД35 досягається гартуванням з штучним старінням, пластичність – при природному старінні.

6. Показано, що розроблений спосіб підвищення теплової роботи кристалізатора та методика вибору технологічних параметрів валкової розливки високоміцних алюмінієвих сплавів дозволив вперше у світовій металургійній практиці отримати цим методом литі листові заготовки зі сплаву В95, який має широкий інтервал кристалізації 162°C.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Зайков М.А., Полухин В.П., Зайков А.М., Смирнов Л.Н. Процесс прокатки. – М.: МИСИС, 2004. – 640 с.
2. Коновалов Ю.В. Справочник прокатчика. Том 1: Производство горячекатаных листов и полос. – М.: Теплотехник, 2008. – 638 с.
3. Беняковский М.А. и др. Технология прокатного производства. Справочник в 2-томах. – М.: Металлургия, 1991. – 423 с.
4. Франценюк И.В., Франценюк Н.И. Современное металлургическое производство. – М.: Металлургия, 1995. – 528 с.
5. Николаев В.А., Мазур В.Л. Технология производства сортового и листового проката. Учебник. – Запорожье: ЗГИА, 2000. – 257 с.
6. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
7. Мазур В.Л., Ноговицын А.В. Теория и технология тонколистовой прокатки. – Днепропетровск: РВА Днипро-VAL, 2010. – 500 с.
8. Сафьян М.М., Сафьян А.М., Молчанов А.И. Технология процессов прокатки и волочения. Листопркатное производство. – К.: Вища школа, 1988. – 351 с.
9. Германн Э. Непрерывное литье. Перевод с немецкого языка. – М.: Металлургиздат, 1961. – 814 с.
10. Рутес В.С., Аскольдов В.И., Евтеев Д.П. и др. Теория непрерывной разливки. – М.: Металлургия, 1971. – 294 с.
11. Ефимов В.А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 552 с.
12. Бровман М.Я. Непрерывная разливка металлов. – М.: ЭКОМЕТ, 2007. – 484 с.
13. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Штепан Е.В. Непрерывная разливка стали. – Донецк: ДонНТУ, 2011. – 482 с.
14. Минаев А.А. Совмещенные металлургические процессы. – Донецк: Технопарк ДонГТУ УНИТЕХ, 2008. – 552 с.

15. Арведи Д. Внедрение линии непрерывного литья тонких слябов и бесконечной прокатки полосы на заводе фирмы Arvedi // *Металлургическое производство и технология*. – 2007. – № 1. – С. 46–49.
16. Arvedi G. The Arvedi endless strip production line (ESP), from liquid steel to hot rolled coil in seven minutes // *La Revue de Metallurgie – CIT*. – 2008. – № 7, 8. – P. 398–407.
17. Карбони А. Непрерывное литье и прокатка тонких слябов из стали класса API X70 для применения в арктических условиях // *Черные металлы*. – 2007. – № 7. – С. 51–54.
18. Матвеев Б. Н. Компактные литейно-прокатные агрегаты для производства особо тонких горячекатаных полос // *Черная металлургия: Бюл. ин-та “Черметинформация”*. – 2016. – № 7. – С. 80–83.
19. Смирнов А.Н., Куберский С.В., Смирнов Е.Н. Будущее непрерывной разливки стали: тонкий лист // *Черная металлургия: Бюл. ин-та “Черметинформация”*. – 2018. – № 4. – С. 73–78.
20. Ефимов В.А., Анисович Г.А., Бабич В.Н. и др. Специальные способы литья: Справочник. – М.: Машиностроение, 1991. – 436 с.
21. Гридин А.Ю. Развитие научных и технологических основ процессов валковой разливки-прокатки с интенсивным формоизменением металла при производстве тонких полос с повышенным уровнем механических свойств. Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук: Специальность 05.03.05. – Процессы и машины обработки давлением // *Национальная металлургическая академия Украины*. – Днепропетровск, 2014. – 318 с.
22. Ревякин А.В. Промышленное использование технологии непрерывной отливки тонкого листа // *Сталь*. – 2001. – №5. – С. 27–30.
23. Матвеев Б.Н. Непрерывная отливка тонких полос на микрозаводах с применением валковых кристаллизаторов // *Производство проката*. – 2004. – № 3. – С. 44 - 47; продолжение: – 2004. – №4. – С. 33-41.

24. Линденберг Х.У. Проект Eurostrip современный уровень техники литья полосы // Черные металлы. – 2002. – Май. – С. 70–77.
25. Лисин В.С. Стратегические ориентиры экономического развития черной металлургии в современных условиях. – М.: ЗАО «Издательство «Экономика», 2005. – 404 с.
26. Смирнов А.Н., Сафонов В.М., Дорохова Л.В., Цупрун А.Ю. Металлургические мини-заводы. – Донецк: НОРД-ПРЕСС, 2005. – 468 с.
27. Бровман М.Я. Возможности валковых литейно-прокатных агрегатов при создании мини-заводов // Национальная металлургия. – 2006. – №5. – С. 37–41.
28. Бровман М.Я., Николаев В.А. О повышении качества поверхности полосы при прокатке в валковых совмещенных агрегатах // Производство проката. – 2006. – № 5. – С. 9–14.
29. Борисов В.Г. Управление структурой и свойствами алюминиевых сплавов в специальных видах литья. Автореферат диссертации д.т.н. – СПб: СПб гос. политехнич. ун-т, 2000. – 60 с.
30. Кац А.М., Кудин М.В., Шаталов Р.Л. Исследование теплопередачи и затвердевания при бесслитковой прокатке малолегированного цинка // Цветные металлы. – 2002. – №9. – С. 80-85.
31. Шур И.А. Перспективы развития бесслитковой прокатки алюминиевых сплавов // Технология легких сплавов. – 2001. – № 5–6. – С.38–41.
32. Wechsler R., Campbell P. The CASTRIP process at Nucor bringing the environmentally friendly micro-mill of the future to the present // SEASI Quarterly. September. – 2002. – P. 19–26.
33. Buchner Achim R. Thin Strip Casting of Steel with a Twin Roll Caster-Correlation between Feeding System and Strip Quality // Steel Research. – 2004. – №1. – P. 5–12.
34. Бровман М.Я., Николаев В.А., Полухин В.П. Протяженность зоны пластической деформации и допустимая скорость при бесслитковой прокатке стальных полос // Металлы. – 2007. – № 1. – С. 44–49.

35. Бровман М.Я., Николаев В.А., Полухин В.П. Анализ температурного режима и повышение эффективности охлаждения валков и роликов // Производство проката. – 2007. – №7. – С. 36–43.
36. Бровман М.Я., Николаев В.А. Технологические основы и критерии выбора диаметра валков-кристаллизаторов при бесслитковой прокатке // Производство проката. – 2007. – №11. – С. 2–6.
37. Kawalla R. Properties of Magnesium Strips produced by Twin-Roll-Casting and Hot Rolling // Materials Science Forum. – 2011. – Vol. 690. – P. 21–24.
38. Watari H. Twin roll casting of magnesium alloys with high aluminum contents // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2006. – Vol.18. – Iss.1–2. – P. 419–422.
39. A.W.Cramb. Iron and Steel Making, 1988. – P. 45.
40. Сидельников С.Б., Константинов И.Л., Ворошилов Д.С. Технология прокатки: учебник. Издание 3-е, доп. и перер. – Красноярск: Сибирский федеральный ун-т, 2016. –180 с.
41. Ferry M. Direct strip casting of metals and alloys. – Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2006. – 292 p.
42. Wechsler R. The status of twin-roll casting technology // Scandinavian Journal of Metallurgy. – 2003. – Vol. 32 (№ 1). – P. 58–63.
43. Zapuskalov N. Comparison of continuous strip casting with conventional technology // ISIJ International. – 2003. – Vol. 43 (№ 8). – P. 1115–1127.
44. Sa Ge, M. Isac and R. I. L. Guthrie: Progress of Strip Casting Technology for Steel; Historical Developments /ISIJ Int. – 2012. – Vol. 52. (No. 12). – P. 2109–2122.
45. Данченко В. Н. Кардинальные изменения технологии и проблемы теории производства стального проката // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2000. – № 8–9. – С. 13–19.
46. Zhang X. M., Jiang Z. Y., Liu X. H., Wang G. D. Modelling of the micro-segregation of twin-roll thin strip casting // Journal of Materials Processing

- Technology. – 2005. – № 162–163. – P. 591–595.
47. Kloss W. Duennbandgiessen mit variablem Giessspalt. Umformtechnische Schriften. Band 144. – Aachen: Shaker Verlag, 2005. – 179 s.
48. W.Kloss, C. Höckling, J.-U. Becker, L. Ernenputsch Herstellung innovativer Stahlkonzepte über das Bandgießverfahren // Proceeding of 28. Aachner Stahlkolloquium. – Aachen, 2013. – P. 217–227.
49. Гридин А.Ю., Шапер М., Данченко В.Н. Получение полос из высокопрочных алюминиевых сплавов валковой разливкой-прокаткой // Обработка металлов давлением. – 2011. – № 3 (28). – С. 184–194.
50. G. E. Totten, D. S. MacKenzi. Aluminum and Aluminum Alloys. Handbook of Aluminum: Vol. 1, 1993. – P. 598.
51. Daamen M. Experimental and Numerical Investigation of Double Roller Casting of Strip with Profiled Cross Section / M. Daamen, T. Förster, G. Hirt // ICTP. – 2011. – Vol.2. – P. 598.
52. Хвист В.А., Гридин А.Ю., Огинский И.К. Стабилизация положения стальной полосы в валковом кристаллизаторе при получении биметаллического алюминиево-стального композита способом валковой разливки-прокатки // Современные проблемы металлургии. – 2012. – №15. – С. 3–13.
53. O. Yu. Grydin, Y. K. Ogins'kyu, V. M. Danchenko, Fr.-W. Bach Experimental Twin-Roll Casting Equipment for Production of Thin Strips // Metallurgical and Mining Industry. – 2010. – Vol. 2(5) – P.348–354.
54. Антипин В.Г. Прогресс в производстве тонких стальных полос // Бюл. «Черная металлургия». М.: ОАО «Черметинформация». – 2002. – №8. – С. 3–9.
55. Тимохин О.А. Конструктивные и технологические параметры литья стальной полосы // Черные металлы. – 2000. – №1 (январь) – С. 26–31.
56. Егоров В.В., Сосенко В.Ю. Перспективы производства тонкой полосы непосредственно из расплава стали и сплавов // В сб.: Неделя металлов в Москве. Сб. тр. конференций и семинаров. – М.: ВНИИМЕТМАШ. – 2005. – С. 145–146.



57. Николаев В.А. Некоторые особенности процесса бесслитковой прокатки стальных полос // Производство проката. – 2007. – № 5. – С. 11–13.
58. Барановский Э.Ф., Ильюшенко В.М., Короткин Г.П., Кулагин Е.В. Непрерывное литье тонких лент в валковый кристаллизатор // Литейное производство. – 1999. – № 9. – С. 31–33.
59. Wechsler R. The status of twin-roll casting technology, comrison with conventional technology // IISI. –2001. – December. – P. 12.
60. Сосински Д. Дж. и др. Процесс «Castrip» – последние достижения на промышленной установке завода Nucor Steel // Metallurg. – 2008. – №12. – С.43–46.
61. Махапатра Р. Процесс Castrip – современное состояние промышленного внедрения литья полос из низкоуглеродистой стали // Черные металлы. – 2009. – №4 (апрель). – С.47–51.
62. Шалимов А.Г. Двухвалковые литейно-прокатные агрегаты для производства тонких горячекатаных стальных полос // Электрометаллургия. – 2014. – №2. – С.12–16.
63. Shibuya K., Ozawa M. Strip Casting Techniques for Steel // ISU International. – 1991. – Vol. 31 (№7). – P.661-668.
64. Рудой Л.С., Порохнявый В.Г. Толщина слоя окалины, образующейся на поверхности полосы при ее отливке в двухвалковом кристаллизаторе // Металл и литье Украины. – 2005. – №3–4. – С. 127 – 128.
65. Рудой Л.С. Двухвалковая установка непрерывной разливки стали (ДВ УНРС) // Metallургическая и горнорудная промышленность. – 2010. –№7. – С. 244-246.
66. Черняховский Б.П., Погорелов В.П., Смоляренко В.Д. Преимущества и перспективы разливки тонкой стальной полосы // Metallurg. – 2001. – №1. – С.43–46.

67. Егоров В.В., Коротков Б.А., Гушин В.Н. Разработка технологии подвода металла в двухвалковый кристаллизатор МНЛЗ // Заготовительное производство в машиностроении. – 2003. – № 10. – С. 39–41.
68. Гушин В.Н., Ульянов В.А. Оптимизация подвода металла в двухвалковый кристаллизатор при непрерывном литье тонкой стальной полосы // Литейщик России. – 2008. – № 2. – С. 38–42.
69. Girgensohn A., Buchner A.R., Tacke K.-H. Properties of low carbon steels produced in the twin roll strip casting process // Black metals. – 2000. – №11 (november). – P. 37–41.
70. Баранов И.Р. Процессы гидродинамики и затвердевания при получении тонкого листа методом двухвалковой разливки сплавов на основе железа и алюминия. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук: Специальность 05.16.02. – Metallurgy of black and colored metals and special alloys // Физико-технологический институт металлов и сплавов Национальной академии наук Украины. – Киев, 2020. – 186 с.
71. Столбченко М.Ю. Влияние температуры и скорости разливки на параметры деформации при валковой разливке-прокатке полос из высокопрочных алюминиевых сплавов // Обработка материалов давлением. – 2013. – № 3 (36). – С. 173-179.
72. Noé Cheung, Newton S. Santos, José M.V. Interfacial heat transfer coefficients and solidification of an aluminum alloy in a rotary continuous caster // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2009. – Vol. 52 (№ 1). – P. 451-459.
73. Guthrie R.I.L., Isac M., Kim J.S., Tavares R.P. Measurements, simulations, and analyses of instantaneous heat fluxes from solidifying steels to the surfaces of twin roll casters and of aluminum to plasma-coated metal substrates // Metallurgical and Materials Transactions. B. Process Metallurgy and Materials Processing Science. – 2000. – Vol. 31 (№ 5). – P. 1031-1047.
74. Ohler C., Odenthal H.-J., Pfeifer H., Badowski M., Kopp R. Laser-optical

measurements and CFD simulation of a twin-roll strip caster water model with a roll width of 150 mm // Proc. of 4th European Continuous Casting Conference. – 2002. – P. 945-955.

75. Miyazawa K., Szekely A. A mathematical model of the splat cooling process using the twin-roll technique // Metallurgical and Materials Transaction. A. Physical Metallurgy and Material Science. – 2001. – № 12 (6). – P. 1047-1057.

76. Saitoh T. et al. Two-dimensional model for twin-roll continuous casting // Metallurgical and Materials Transaction. B. Process Metallurgy and Materials Processing Science. – 1999. – № 20 (3). – P. 381-390.

77. Santos C. A. Modeling of solidification in twin-roll strip casting // Journal of Materials Processing Technology. – 2000. – № 102. – P. 33-39.

78. Guthrie R.I.L. Mathematical and physical modelling of steel flow and solidification in twin roll (horizontal belt thin strip casting machines) // Inter Conf. on CFD in Mineral & Metal Processing and Power Generation. CSIRO. – 1997. – P. 41-54.

79. Tavares R. P., Guthrie R.I.L. Computational fluid dynamics applied to twin-roll casting // Canadian Metallurgical Quarterly, 1998. – № 37(3–4). – P. 241-250.

80. Chang J.G., Weng C.I. Numerical modelling of twin-roll casting by the coupled fluid flow and heat transfer model // International Journal for Numerical Methods in Engineering. – 1997. – Vol. 40. – P. 493-509.

81. Sahai Y., Saxena A. Modeling of twin-roll thin strip casting of aluminum alloys // Light Metals. – 2002. – P. 206-213.

82. Lin H.J. Modelling of flow and heat transfer in metal feeding system used in twin roll casting // Modelling and Simulation in Materials science and Engineering. – 2004. – Vol. 12. – S. 255-272.

83. Sarioglu K., Thevoz K. Simulation of solidification process used in twin roll casting // Light metals Warrendale Proceedings. – Warrendale: TMS, 2003. – P. 747-752.

84. Cruchaga M.A., Celentano D.J., Lewis R.W. Modelling of twin-roll strip casting processes // Commun. Numer. Meth. Engng. – 2003. – № 19. – P. 623-635.

85. Hu X.D., Ju D.Y. Simulation of Inelastic Deformation and Thermal Mechanical Stresses in Twin-roll Casting Process of Mg Alloy // *Key engineering materials*. – 2007. – № 340-341. – P. 877-882.
86. Zeng J., Koitzsch R., Pfeifer H., Friedrich B. Numerical simulation of the twin-roll casting process of magnesium alloy strip // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2009. – Vol. 209. – P. 2321-2328.
87. Гридин А.Ю., Данченко В.М. Математическое моделирование процесса валковой разливки-прокатки при помощи программы ANSYS // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2008. – № 5. – С. 90-94.
88. Гридин А.Ю. Математическое моделирование температурного поля металла и валков в процессе валковой разливки-прокатки // *Обработка материалов давлением: сб. науч. тр.* – Краматорск: ДГМА, 2009. – № 1 (20). – С. 75-83.
89. Столбченко М.Ю., Гридин А.Ю. Применение модуля ANSYS Flotran для моделирования процесса валковой разливки-прокатки полос // *Обработка материалов давлением: сб. науч. тр.* – Краматорск: ДГМА, 2011. – № 3 (28). – С. 41-44.
90. Mo A., Hoydal S.H. Mathematical modeling of temperature, melt flow, deformation and stress in aluminum twin roll casting // *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*. – 1993. – Vol. I. – P. 671-677.
91. Jarry P., Toitot D., Menet P.Y. Thermomechanical Model for HypelasticViscoplastic Behavior in a Solidifying Body // *Light Metals*. – 1996. – P. 905-911.
92. Sahai Y., Saxena A. Modeling of twin-roll thin strip casting of aluminum alloys // *Light Metals*. – 2002. – Vol. II. – P. 206-213.
93. Нурадинов А.С., Нахаев М.Р. Процессы кристаллизации и формирования структуры литых заготовок. – Грозный: ФГБОУ ВО ЧГУ. – 2020. – 170 с.
94. Скворцов А.А., Акименко А.Д. Теплопередача и затвердевание стали в установках непрерывной разливки. – М.: Metallurgy, 1966. – 190 с.

95. Самойлович Ю.А. Кристаллизация слитка в электромагнитном поле. – М.: Металлургия. – 1986. – С. 154.
96. Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Современные технологии разливки и кристаллизации сплавов. – М.: Машиностроение, 1998. – 360 с.
97. Дымнич А.Х., Корниец И.В. Основы теории подобия и физического моделирования. – Киев: Наш формат, 2016. – 172 с.
98. Еронько С.П., Быковских С.В. Физическое моделирование процессов внепечной обработки и разливки стали. – Киев: Техника, 1998. – 136 с.
99. Гухман А.А. Введение в теорию подобия. – М.: Высшая школа, 1973. – 295 с.
100. Гухман А.А. Применение теории подобия к исследованию процессов тепломассообмена. – М.: Высшая школа, 1974. – 328 с.
101. Марков Б.Л., Кирсанов А.А. Физическое моделирование в металлургии. – М.: Металлургия, 1984. – 119 с.
102. Зиновьев В.Е. Кинетические свойства металлов при высоких температурах. // Справочник. – М.: Металлургия, 1984. – 200 с.
103. Зиновьев В.Е. Теплофизические свойства металлов при высоких температурах. // Справочник. – М.: Металлургия, 1983. – 384 с.
104. Галдин Н.М., Чернега Д.Ф. и др. Цветное литье. // Справочник. – М.: Машиностроение, 1989. – 528 с.
105. Эльдарханов А.С., Ефимов В.А., Нурадинов А.С. Процессы формирования отливок и их моделирование. – М.: Машиностроение, 2001. – 206 с.
106. Скворцов А.А., Акименко А.Д., Ульянов В.А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок. – М.: Металлургия, 1991. – 216 с.
107. Евтеев Д.П., Колыбалов И.Н. Непрерывное литье стали. – М.: Металлургия, 1984. – 198 с.
108. Сладкошteeв В.Т., Потанин Р.В., Суладзе О.Н. и др. Непрерывная разливка стали на радиальных установках. – М.: Металлургия, 1974. – 298 с.

109. Дымнич А.Х., Троянский А.А. Вопросы тепломассообмена в сталеплавильных процессах. – Донецк: ДВНЗ «ДонНТУ», 2009. – 582 с.
110. Боршанский В.М., Кутателадзе С.С., Новиков И.И. Жидкометаллические теплоносители. – М.: Атомиздат, 1976. – С. 146.
111. Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Дымнич А.Х., Нурадинов И.А. Способ оптимизации тепловой работы кристаллизатора МНЛЗ // Процессы литья. – 2016. – №2. – С. 42-51.
112. Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Ахтаев С.С-С., Уздиева Н.С. Скорость движения теплоносителя в кристаллизаторе МНЛЗ как фактор интенсификации теплообменных процессов в нем // Сталь. – 2017. – №3. – С. 19-21.
113. Нурадинов А.С., Ноговицын А.В., Нурадинов И.А. Методика определения коэффициента теплоотдачи теплоносителя в кристаллизаторе МНЛЗ // Процессы литья. – 2017. – №2. – С. 45-52.
114. Нурадинов А.С., Ноговицын А.В., Нурадинов И.А., Баранов И.Р. Влияние формы поверхности теплообмена на эффективность тепловой работы кристаллизатора МНЛЗ // Процессы литья. – 2017. – №3. – С. 43-51.
115. Эльдарханов А.С., Нурадинов А.С., Уздиева Н.С., Нурадинов И.А. Оптимизация тепловой работы кристаллизатора МНЛЗ // Metallurg. – 2019. – №1. – С. 17-23.
116. Ноговицын А.В., Баранов И.Р., Назаренко В.А., Машкин А.М. Физическое моделирование течения расплава при валковой разливке // Процессы литья. – 2015. – № 4. – С. 69-73.
117. COMSOL multiphysics modeling and simulation software [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.comsol.com/>.
118. Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Кондратьев Ю.И., Нурадинов И.А. Разработка технологических режимов валковой разливки – прокатки металлических сплавов // Сталь. – 2021. – № 10. – С. 8-12.

119. Nuradinov A.S., Eldarkhanov A.S., Kondratyevc Yu.I., Nuradinov I.A. Development of Production Regimes for Twin-Roll Casting of Metal Alloys // *Steel in Translation*. – 2021. – №10. – P. 723-727.
120. Нурадинов А.С., Уздиева Н.С., Ахтаев С.С.С., Исаева М.Р. Моделирование процесса валковой разливки-прокатки металлов // *Вестник ГГНТУ. Технические науки*. – 2021. – Т. 17. – № 3 (25). – С. 25-32.
121. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в стали и сплавах. – М.: *Металлургия*, 1977. – 222 с.
122. Лякишев Н.П. Конструкционные и некоторые функциональные материалы, настоящее и будущее // *Современное материаловедение XX столетия*. – Киев: *Наук. думка*, 1998. – 296 с.
123. Борисов В.Т. Теория двухфазной зоны металлического слитка. – М.: *Металлургия*, 1987. – 224 с.
124. Sztekeli J., Themelis N. *Kate phenomena in Process Metalurgi*. // New-York – Sydney – London – Toronto, *Wiley Intencence a Division of Johu Wiley Sons, Inc.* – 1971. – 784 p.
125. Баптизманский В.И., Поживанов А.М. и др. Повышение эффективности производства стальных слитков. – М.: *Металлургия*, 1992. – 336 с.
126. Кавасаки С., Камимори Т., Вакеда И. и др. Технология улучшения качества подкоркового слоя заготовки в процессе отливки блюмов непрерывным способом // *Тэцу то ханаге*. – 1987. – С. 86-281.
127. Нурадинов А.С., Эльдарханов А.С., Ахтаев С.С.С. и др. Скорость движения теплоносителя в кристаллизаторе МНЛЗ как фактор интенсификации теплообменных процессов в нем // *Сталь*. – 2017. – №3. – С. 19-21.
128. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Баранов І.Р., Сіренко К.А., Нурадінов І.А. Теплообмінні процеси при валковій розливці-прокатці металів // *Метал та лиття України*. – 2022. – №2. – С. 47-53. DOI: 10.15407/steelcast2022.02.047

129. Михеев М.А., Михеева И.М. Основы теплопередачи. – М.: Энергия, 1977. – 344 с.
130. Кузнецов В.Д. Научные исследования в области ядерной энергетики в технических вузах России. Сб. науч. трудов – М.: Издательство МЭИ, 1999. – 280 с.
131. Цветков Ф.Ф., Григорьев Б.А. Тепломассообмен. Учебник для вузов. – М.: Издательский дом МЭИ, 2011. – 562 с.
132. Шлихтинг Г. Теория пограничного слоя. – М.: Наука, 1974. – 711 с.
133. Лапин Ю.В. Статистическая теория турбулентности // Научно-технические ведомости. – 2004. – Выпуск 2. – "Проблемы турбулентности и вычислительная аэродинамика". – 35 с.
134. Лойцянский Л.Г. Механика жидкости и газа. – М.: Наука, 1978. – 736 с.
135. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.
136. Роуч П. Вычислительная гидродинамика. – М.: Мир, 1980. – 618с.
137. Launder B.E., Spalding D.B. Mathematical models of turbulence. – London / New York: Academic Press, 1972. – 169 p.
138. Лаптев А.Г. Модели пограничного слоя и расчет тепло-массообменных процессов. – Казань: Издательство Казанского университета, 2007. – 500 с.
139. Овсиенко Д.Е. Зарождение и рост кристаллов из расплава. – Киев: Наук. Думка, 1994. – 256 с.
140. Чалмерс Б. Теория затвердевания. – М.: Metallurgia, 1968. – 288 с.
141. Баландин Г.Ф. Формирование кристаллического строения отливок. – М.: Машиностроение, 1979. – 288 с.
142. Флемингс М.С. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
143. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Школярєнко В.П., Нурадінов І.А. Формування структури листових заготовок при валковій розливці металів // Процеси лиття. – 2022. – № 4 (150). – С. 13-21. DOI: 10.15407/plit2022.04.013



144. Itayama S., Tozawa H. and Sorimachi K. Control of early, solidification of strand cast slabs by horizontal mold oscillation synchronized with vertical mold oscillation // *Steelmaking conference proceedings*. – 1994. – P. 366-368.
145. Тиллер В., Джексон К., Чалмерс Б. и др. Физическое металловедение. – М.: Мир, 1967. – 490 с.
146. Nuradinov A.S., Nogovitsyn A.V., Nuradinov I.A. and oth. Research of possibility of control of the formation of crystal structure of metal alloys // *Science and innovation*. – 2020. – 16(4). – P. 67-73. DOI: 10.15407/scine16.04.067
147. Нурадинов А.С., Школяренко В.П., Нурадінов І.А., Чистяков О.В., Зубеніна Н.Ф. Вплив швидкості охолодження при кристалізації на структуру сплавів В95 та Д16 // *Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів"*. – 2023. – №2. – С. 36-43. DOI: 10.15407/mom2023.02.036
148. Нурадинов А.С., Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Вернидуб А.Г., Нурадинов И.А. Физические методы управления формированием структуры металлов // *Металл и литье Украины*. – 2020. – №2. – С. 64-71. DOI: 10.15407/steelcast2019.10.064
149. Нурадінов І.А. Концептуальні засади валкової розливки-прокатки високомісних алюмінієвих сплавів // *Метал та лиття України*. – 2023. – №4. – С. 34-40. DOI: 10.15407/steelcast2023.04.04
150. Ноговицын А.В., Нурадинов А.С., Прыгунова А.Г., Куцова В.З., Аюпова Т.А., Нурадинов И.А. Структура и свойства литой ленты из сплава Д16 в технологической цепочке «валковая разливка – горячая прокатка – термическая обработка» // *Металловедение и обработка металлов*. – 2020. – №2. – С. 49-59. DOI: 10.15407/mom2020.02.049
151. Нурадинов А.С., Ноговицын А.В., Гончаров А.Л., Нурадинов И.А. Влияние горячей прокатки и термической обработки на механические свойства литой ленты из сплава В95 // *«Литье. Metallurgy 2020»: Материалы 16 (9)*

международной научно-практической конференции, 6-10 сентябрь, 2020. Запорожье, Украина, с. 106-107.

152. Захаров Е.Д., Ливанов В.А. Алюминиевые сплавы. Плавка и литье алюминиевых сплавов. – М.: Металлургия, 1970. – 232 с.

153. Ноговицын А.В., Нурадинов А.С., Гончаров А.Л., Нурадинов И.А. Влияние горячей прокатки и термической обработки на механические свойства литой ленты из сплава Д16 // «Литье. Металлургия 2020»: Материалы 16 (9) международной научно-практической конференции, 6-10 сентябрь, 2020. Запорожье, Украина, с. 103-105.

154. Нурадинов А.С., Ноговицын А.В., Гончаров А.Л., Нурадинов И.А. Влияние горячей прокатки и термической обработки на механические свойства литой ленты из сплава АМг5 // «Литье. Металлургия 2020»: Материалы 16 (9) международной научно-практической конференции, 6-10 сентябрь, 2020. Запорожье, Украина, с. 108-109.

## ДОДАТКИ

### ДОДАТОК А

#### СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

##### *Статті у виданнях України, які включенні до міжнародних наукометричних баз:*

1. Nuradinov, A.S., Nogovitsyn, A.V., Nuradinov, I.A. and oth. Research of possibility of control of the formation of crystal structure of metal alloys // Science and innovation. – 2020. – 16(4). – P. 67-73. DOI: 10.15407/scine16.04.067

##### *Статті у журналах, що включені до переліку фахових видань України:*

2. Нурадинов А.С., Пригунова А.Г., Шейгам В.Ю., Вернидуб А.Г., Нурадинов И.А. Физические методы управления формированием структуры металлов // Металл и литье Украины. – 2020. – №2. – С. 64-71. DOI: 10.15407/steelcast2019.10.064
3. Ноговіцин О.В., Нурадинов А.С., Пригунова А.Г., Куцова В.З., Аюпова Т.А., Нурадінов І.А. Структура і властивості литої стрічки зі сплаву Д16 в технологічному ланцюжку «валкова розливка – гаряча прокатка – термічна обробка» // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2020. – №2. – С. 49-59. DOI: 10.15407/mom2020.02.049
4. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Баранов І.Р., Сіренко К.А., Нурадінов І.А. Теплообмінні процеси при валковій розливці-прокатці металів // Метал та лиття України. – 2022. – №2. – С. 47-53. DOI: 10.15407/steelcast2022.02.047
5. Нурадинов А.С., Ноговіцин О.В., Школяренко В.П., Нурадінов І.А. Формування структури листових заготовок при валковій розливці металів // Процеси лиття. – 2022. – № 4 (150). – С. 13-21. DOI: 10.15407/plit2022.04.013

6. Нурадинов А.С., Школяренко В.П., Нурадінов І.А., Чистяков О.В., Зубеніна Н.Ф. Вплив швидкості охолодження при кристалізації на структуру сплавів В95 та Д16 // Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів". – 2023. – №2. – С. 36-43. DOI: 10.15407/mom2023.02.036
7. Нурадінов І.А. Концептуальні засади валкової розливки-прокатки високоміцних алюмінієвих сплавів // Метал та лиття України. – 2023. – №4. – С. 34-40. DOI: 10.15407/steelcast2023.04.04

***Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:***

8. Ноговіцин О.В., Нурадинов А.С., Гончаров О.Л., Баранов І.Р., Петренко Д.О., Нурадінов І.А. Вплив гарячої деформації та термічної обробки на механічні властивості литої стрички зі сплаву Д16. «Литво. Металургія 2020»: Матеріали 16 (9) Міжнародной науково-практичної конференції (6-10 вересня 2020 р. м. Запоріжжя, Україна). С.103-105.
9. Ноговіцин О.В., Нурадинов А.С., Гончаров О.Л., Баранов І.Р., Петренко Д.О., Нурадінов І.А. Вплив гарячої деформації та термічної обробки на механічні властивості литої стрички зі сплаву В95. «Литво. Металургія 2020»: Матеріали 16 (9) Міжнародной науково-практичної конференції (6-10 вересня 2020 р. м. Запоріжжя, Україна). С. С.106-107.
10. Ноговіцин О.В., Нурадинов А.С., Гончаров О.Л., Баранов І.Р., Петренко Д.О., Нурадінов І.А. Вплив гарячої деформації та зміцнюючої обробки на механічні властивості литої стрички зі сплаву АМг5. «Литво. Металургія 2020»: Матеріали 16 (9) Міжнародной науково-практичної конференції (6-10 вересня 2020 р. м. Запоріжжя, Україна). С.108-109.
11. A.S. Nuradinov, Yu.I. Kondratyevs, I.A. Nuradinov Roller casting and rolling of aluminum alloys. «ADVANCES IN TECHNOLOGY AND SCIENCE»

Abstracts of XII International Scientific and Practical Conference Berlin, Germany, March 16 – 19, 2021, s. 283-288.

12. A.S. Nuradinov, Yu.I. Kondratyev, N.S. Uzdieva, S.S-S. Akhtaev, I.A. Nuradinov. Ingotless rolling of high-strength heat-hardenable aluminum alloys. III International Scientific and Practical Conference "SOCIETY AND SCIENCE. PROBLEMS AND PROSPECTS", 25-28 January, 2022. London, England, s. 551-554.
13. Нурадинов А.С., Гончаров О.Л., Нурадінов І.А., Школяренко В.П., Сіренко К.А. Теплообмінні процеси у валковому кристалізаторі при безлитковій прокатці металів. Матеріали XVIII міжнародної науково-практичної конференції «Литво 2022» та XI міжнародної науково-практичної конференції «Металургія 2022». 4-5 жовтня, Київ. – С. 109-113.
14. Нурадінов А.С., Ноговіцин О.В., Нурадінов І.А., Баранов І.Р., Зубеніна Н.Ф. Моделювання процесів кристалізації і формування листових заготовок при безлитковій прокатці металів. Матеріали XVIII міжнародної науково-практичної конференції «Литво 2022» та XI міжнародної науково-практичної конференції «Металургія 2022». 4-5 жовтня, Київ. – С. 113-115.
15. Нурадинов А.С., Школяренко В.П., Чистяков О.В., Нурадінов І.А., Зубеніна Н.Ф. Дослідження впливу швидкості охолодження на структуру сплавів В95 та Д16. Матеріали IX Міжнародної науково-технічної конференції «Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» Краматорськ, 25-27 вересня 2023. – С.96-99.

## ДОДАТОК Б



“ЗАТВЕРДЖУЮ”

Директор ФТІМС НАН України

Інститут кореспондентів НАН України

Анатолій НАРІВСЬКИЙ

2024 р.

## АКТ

**дослідно-експериментальної перевірки технологічного процесу  
виготовлення листового прокату з алюмінієвого сплаву В95 методом  
двовадкової розливки-прокатки**

Цей акт складений про те, що в умовах дослідно-промислового ливарного цеху Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України проведена дослідно-експериментальна перевірка технологічного процесу отримання листової заготовки з високоміцного сплаву В95 системи Al-Zn-Mg-Cu з використанням двовадкової ливарної машини. Визначення параметрів технологічного процесу двовадкової розливки-прокатки цього сплаву були проведені при виконанні дисертаційної роботи на здобуття наукового ступеню доктора філософії за спеціальністю 136 «Металургія» Нурадінова І.А.

Сутність технологічного процесу виготовлення тонкого прокату з високоміцних алюмінієвих сплавів з широким інтервалом кристалізації полягала в визначенні умов і режимів ведення процесу, які забезпечують стабільне та безперервне формування якісної листової заготовки.

В результаті дослідно-промислових випробувань були визначенні оптимальні технологічні параметри (температурні, швидкісні, деформаційні) двовадкової розливки-прокатки високоміцних алюмінієвих сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu з широким інтервалом кристалізації, до яких належить і сплав В95 ( $\geq 160^\circ\text{C}$ ). При цьому необхідно відмітити, що вперше в світовій практиці методом двовадкової розливки-прокатки отримана листова заготовка з алюмінієвого сплаву В95 з якісним станом поверхні, однорідною структурою і високим рівнем механічних властивостей.

Заступник директора

Головний інженер

Аспірант ВБЛДП

Микола ТАРАСЕВИЧ

Володимир ОНИЩУК

Ібрагім НУРАДІНОВ